材料科学与技术丛书

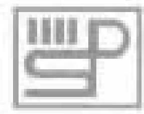
R.W. 卡恩 P. 哈森 E.J. 克雷默 主编

（第7卷）

钢的组织与性能

（英）F. 布赖恩 皮克林 主编

科学出版社



材料科学与技术丛书(第7卷)
R.W.卡恩　P.哈森　E.J.克雷默　主编

钢的组织与性能

〔英〕F.布赖恩　皮克林　主编

刘嘉禾　等译







科学出版社

1999

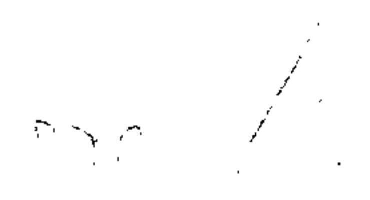
图字:01-97-1618

图书在版编目(CIP)数据

钢的组织与性能〔英〕F. 布赖恩 皮克林主编；刘嘉禾等译. -北京：科学出版社，1999.6
(材料科学与技术丛书：第7卷)
书名原文：Constitution and Properties of Steels
ISBN 7-03-006687-1

Ⅰ. 钢… Ⅱ. ①皮… ②刘… Ⅲ. ①钢-金相组织 ②钢-性能 Ⅳ. TG142.1

中国版本图书馆CIP数据核字（98）第09094号



科学出版社出版
北京东黄城根北街16号
邮政编码:100717

中国科学院印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经售

*

1999年6月第一版 开本:787×1092 1/16
1999年6月第一次印刷 印张:49 3/4
印数:1—2 500 字数:1 140 000

定价:105.00元

(如有印装质量问题,我社负责调换(新欣))

Materials science and technology: a comprehensive treatment/
ed. by R. W. Cahn-Weinheim; New York; Basel;
Cambridge: VCH.
Vol. 7. Constitution and properties of steels. — 1992

Constitution and properties of steels/Vol. ed.: F. Brian Pickering. —
Weinheim; New York; Basel; Cambridge: VCH, 1992
(Materials science and technology; Vol. 7)

《材料科学与技术》丛书
中文版编委会

总 译 序

20 世纪 80 年代末，英国剑桥大学的 R. W. 卡恩教授、德国哥丁根大学的 P. 哈森教授和美国康乃尔大学的 E. J. 克雷默教授共同主编了《材料科学与技术》(Materials Science and Technology) 丛书。该丛书是自美国麻省理工学院于 80 年代中期编写的《材料科学与工程百科全书》(Encyclopedia of Materials Science and Engineering) 问世以来的又一部有关材料科学和技术方面的巨著。该丛书全面系统地论述了材料的形成机理、生产工艺及国际公认的科研成果，既深刻阐述了有关的基础理论，具有很高的学术水平，又密切结合生产实际，实用价值较强。

该丛书共 19 卷 (23 分册)，分三大部分：第 1～6 卷主要阐述材料科学的基础理论；第 7～14 卷重点介绍材料的基本性能及实际应用；第 15～19 卷则着重论述材料的最新加工方法和工艺。

该丛书覆盖了现代材料科学的各个领域，系统而深入地对材料科学和技术的各个方面进行了精辟的论述，并附以大量图表加以说明，使其内容更加全面、翔实，论述也比较严谨、简洁。

有 400 余名国际知名学者、相关领域的学术带头人主持或参加了该丛书的撰写工作，从而使该丛书具有很高的权威性和知名度。

该丛书各卷都附有大量参考文献，从而为科技工作者进一步深入探讨提供了便利。

随着我国科学技术的飞速发展，我国从事与材料有关研究的科技人员约占全部科技人员的 1/3，国内现有的有关材料科学方面的著作远远满足不了广大科技人员的需求。因此，把该丛书译成中文出版，不但适应我国国情，可以满足广大科技人员的需要，而且必将促进我国材料科学技术的发展。

基于此，几年前我们就倡议购买该丛书的版权。科学出版社与德国 VCH 出版社经过谈判，于 1996 年 10 月达成协议，该丛书的中文版由科学出版社独家出版。

为使该丛书中文版尽快与广大读者见面，我们成立了以师昌绪、柯俊、R. W. 卡恩为主编，各分卷主编为编委的中文版编委会。为保证翻译质量，各卷均由国内在本领域学术造诣较深的教授或研究员主持有关内容的翻译与审核工作。

本丛书的出版与中国科学院郭传杰研究员的帮助和支持是分不开的，他作为长期从事材料科学研究的学者，十分理解出版本丛书的重大意义，购买本

丛书版权的经费问题就是在他的大力协助下解决的，特此对他表示感谢。另外，本丛书中文版的翻译稿酬由各卷主编自筹，或出自有关课题组和单位，我们对他们给予的支持和帮助表示衷心的谢意。

我们还要感谢中国科学院外籍院士、英国皇家学会会员 R. W. 卡恩教授，他以对中国人民的诚挚友谊和对我国材料科学发展的深切关怀，为达成版权协议做出了很大努力。

材料是国民经济发展、国力增强的重要基础，它关系着民族复兴的大业。最近几年，我国传统材料的技术改造，以及新型材料的研究正在蓬勃展开。为适应这一形势，国内科技界尽管编著出版了不少材料科学技术方面的丛书、工具书等，有的已具有较高水平，但由于这一领域的广泛性和迅速发展，这些努力还是不能满足科技工作者进一步提高的迫切要求，以及我国生产和研究工作的需要。他山之石，可以攻玉。在我国造诣较深的学者的共同努力下，众煦漂山，集腋成裘，将这套代表当代科技发展水平的大型丛书译成中文。我们相信，本丛书的出版，必将得到我国广大材料科技工作者的热烈欢迎。

为了使本丛书尽快问世，各卷索引仍引用原著的页码，这些页码大致标注在与译文相应的位置上，以备核查。

由于本丛书内容丰富，涉及多门学科，加之受时间所限，故译文中难免存在疏漏及不足之处，请读者指正。

师昌绪
柯　俊
1998 年 3 月于北京

译 者 序

本卷主要介绍钢铁材料的应用基础理论、生产工艺技术以及各类钢的性能特点。本书不同于冶金类的百科全书，也不同于钢铁材料类的手册，更不同于相关专业的教科书和论文集，它简明、全面地论述了钢的组织与相变；系统地介绍了炼钢、加工和热处理工艺，其中既有传统的又有近期发展的现代技术。此外，本书还对各类钢铁材料及其工艺特点和性能特征作了综合论述。可以说，本书为读者提供了系统而完整的钢铁材料信息知识。对于材料工作者来说，这也是一本非常有实用价值的专业参考书。

在本书的翻译过程中，得到了原冶金工业部钢铁研究总院领导和院科技委员会的大力支持，在此表示衷心的感谢。

原著的作者来自不同国家和研究单位，文风各异。译文由多人执笔，译法也不尽相似，但在技术内容上却基本保持与原著一致。

由于时间仓促，译文中疏漏和欠妥之处在所难免，恳请读者批评指正。

刘嘉禾

1997年12月

丛 书 序

材料是多种多样的，如金属、陶瓷、电子材料、塑料和复合材料，它们在制备和使用过程中的许多概念、现象和转变都惊人地相似。诸如相变机理、缺陷行为、平衡热力学、扩散、流动和断裂机理、界面的精细结构与行为、晶体和玻璃的结构以及它们之间的关系、不同类型材料中的电子的迁移与禁锢、原子聚集体的统计力学或磁自旋等的概念，不仅用来说明最早研究过的单个材料的行为，而且也用来说明初看起来毫不相干的其它材料的行为。

正是由于各材料之间相互有机联系而诞生的材料科学，现在已成为一门独立的学科以及各组成学科的聚集体。这本新的丛书就是企图阐明这一新学科的现状，定义它的性质和范围，以及对它的主要组成论题提供一个综合的概述。

材料技术（有时称材料工程）更注重实际。材料技术与材料科学相互补充，主要论及材料的工艺。目前，它已变成一门极复杂的技艺，特别是对新的学科诸如半导体、聚合物和先进陶瓷（事实上对古老的材料）也是如此。于是读者会发现，现代钢铁的冶炼与工艺已远超越古老的经验操作了。

当然，其它的书籍中也会论及这些题目，它们往往来自百科全书、年报、专题文章和期刊的个别评论之中。这些内容主要是供专家（或想成为专家的人）阅读。我们的目的并非是贬低同行们在材料科学与技术方面的这些资料，而是想创立自己的丛书，以便放在手边经常参考或系统阅读；同时我们尽力加快出版，以保证先出的几卷与后出的几卷在时效方面有所衔接。个别的章节是较之百科全书和综述文章讨论得更为详细，而较之专题文章为简略。

本丛书直接面向的广大读者，不仅包括材料科学工作者和工程师，而且也针对活跃在其它学科诸如固体物理、固体化学、冶金学、建筑工程、电气工程和电子学、能源技术、聚合物科学与工程的人们。

本丛书的分类主要基于材料的类型和工艺模式，有些卷着眼于应用（核材料、生物材料），有些卷则偏重于性能（相变、表征、塑性变形和断裂）。有些题材的不同方面有时会被安排在两卷或多卷中，而有些题材则集中于一专卷内（如有关腐蚀的论述就是编在第 7 卷的一章中，有关粘结的论述则是编在第 12 卷的一章中）。编者们特别注意到卷内与卷间的相互引证。作为一个整体，本丛书完成时将刊出一卷累积的索引，以便查阅。

我们非常感谢 VCH 出版社的编辑和生产人员，他们为收集资料并最后出

书，对这样繁重的任务作出了大量而又高效的贡献。对编辑方的Peter Gregory博士和Deborah Hollis博士、生产方的Hans-Jochen Schmitt经济学工程师表示我们的特别谢意。我们亦感谢VCH出版社的经理们对我们的信任和坚定的支持。

R. W. 卡恩（Cambridge）
P. 哈森（Göttingen）
E. J. 克雷默（Ithaca）
1991年4月

前　言

本卷主要介绍材料科学的基本概念及生产制造技术等方面。本卷不仅在技术处理和内容选择上尽量完善，并且介绍人们在制造世界文明最重要材料之一“钢”的时候，一些科学概念的运用是多么巧妙，它的发展又如何依据于坚实的科学基础。

除了有别于现代陶瓷的原始陶器之外，冶金无疑是一个最古老的工艺技术领域，它出现于世界文明的早期阶段。毫不奇怪，在上一世纪就有人预言，冶金将退出历史舞台，特别是钢将让位于其它材料，从而认为新一代的材料科学家在其成长过程中不需要多少冶金的知识和训练，特别是繁杂的制造技术。自然而然，也就认为钢作为材料的年代已成为历史，其前景也很暗淡。然而，这种看法是极其错误的。

在过去的40年中，世界钢产量增长了4倍，虽然最近15年增长速度已经放慢，但其趋势仍是向上的，1989年钢的产量为783百万吨，它比塑料和其它金属产量之和（160百万吨）仍高4倍以上。钢的领先原因是很简单的。世界上有大量的含铁矿石，并且它们比较容易还原成金属铁，这从任何Ellingham图上一看便知。此外，钢还有循环再利用性，在可预见的未来，钢将继续是工程合金中最重要的成员，无疑它也是世界上最普通而又多用途的制造材料。

材料不是科学珍品，也不能昂贵到只能用于特殊或不讲经济效益的用途上。这不是贬低某些很重要的专门材料的开发价值，仅仅是使人们清楚地知道它在材料生产中所处的地位。材料的应用应以低的价格，多种用途为目标。从这种意义上说，钢是最突出的。尽管它是如此重要，但限于篇幅，我们则只能把有关钢的组织和性能的论述统统放在本卷中。

本卷的目的是介绍普通品种的钢在其发展中所依据的哲理和冶金原理，同时也叙述了现今采用的复杂工艺。本卷在写法上有些说教式，因为面向的是材料技术工作者而不是高级专家。我们希望它能使在科研院所、材料生产和使用部门工作的工程师和冶金工作者增长知识，使在校学生可从中找到比过去学过的更有兴趣的内容。由于材料制造的原理和工艺具有整体性，为了保持每章自身的完整，不可避免地会在某些章节中出现重复，尽管如此，本卷仍然努力保持为一个整体，如各章之间的相互参照以及在处理基本概念方面与其它卷的参考文献相呼应等。

本卷第1章谈及钢中许多显微组织的成因以及与之相关的转变。正是由

于这些不同的显微组织才使钢成为多种用途的材料，并且能以广谱的强度和塑性，在从－196—1000℃不同环境条件下被使用。这种广泛适用性是无与伦比的。钢的性能主要取决于显微组织，第2章以大量的显微组织与力学性能的定量关系式加以证实。这种关系式常常被认为是经验公式，其实它是建立在坚实科学原理上的。这些关系式在其它卷中也常被引用。

在钢冶金中十分重要的工艺部分反映在第3章至第6章中。为了反映其重要性，这方面内容在别的章中也会遇到或重复提及，但是它们仍以独立的篇章供阅读。涉及工艺的内容在焊接一章中也有所介绍，虽然焊接讨论的是焊接冶金问题，但从工艺角度看是相似的。焊接的重要性在其它有关章的焊接一节中又加以强调。

本卷的第7章和第8章介绍了钢的各种类型。可成型钢被特殊重视是因为它占了世界钢产量的一半。这样大量生产的材料，在冶金和制造技术中都使用了许多最经典的原理和最新研制技术。同样大量生产的还有低合金高强度钢，它约占世界钢产量的10%，也使用了经典的制造技术。添加微合金是其制造特点，这种微合金化近期扩展到中碳棒材、线材以及锻钢，从而成为第9章的基本内容。淬火回火工程用钢是把大量生产钢提高到高强度水平的一类钢，在这一章中不仅写了性能还讨论了冶金和加工工艺。第11章主要是从用户要求角度来写的，其中也涉及一些在高温下使用时的合金设计以及长达30年的使用寿命预测等人们感兴趣的问题。从用户要求角度还写有铁基、镍基和钴基高温合金，这里不仅写了这些合金的冶金基础，还把品种繁多的合金类型、成分和专用商品名称加以归纳整理。除了高温合金这一章外，还有铸铁一章是不在严格的钢范围之内的。第12章基本上是从耐腐蚀角度来编写的。不锈钢除了耐腐蚀用途之外，其它的用途是非常有限的。因为从使用角度出发，我们对钢所要求的性能，如力学性能，完全可以用较少合金含量、比较便宜的钢种达到。这种从腐蚀角度来论述的材料在本丛书中是仅有的。第13章介绍不属于大量生产之列的工具钢。它的冶金原理、生产工艺，特别是其复杂的工作条件，使其属于特殊的钢类。该章的内容也是以使用要求为依据来编写的。在铁基材料中不能忽略铸铁，现代铸铁已远非几十年前老铸铁可比。目前，像这种不十分昂贵在工业上又很重要的材料已经使用了许多复杂的工艺技术，第15章将对其重点介绍。第17章介绍钢的表面处理，这一课题是非常重要的，因为其仅仅用比较经济的一个变性表层就可以把用户需要的表面性能加以实现。这一章以工艺技术为轴心，不仅包括传统的渗碳、渗氮以及表面硬化，还扩展到现代技术的所谓“表面工程”。

在每章中，凡是相关手册中能查到的数据，本卷一律不予列入，但是某些特殊的性能数据，为了内容需要则予以保留。这样处理便于读者阅读。

最后，感谢作者对本卷作出的贡献以及对编者苛求的谅解，我还要对总编R. W. 卡恩教授给予的不断鼓励和指导表示感谢和敬意。还要对丛书的执行主编 Christina Dyllick 博士和他的同事在文字和图表方面所作的细致和负责工作表示谢意。

F. 布赖恩 皮克林

Rotherham，1991年8月

目　　录

1　钢的显微组织与转变

George Krauss

Advanced Steel Processing and Products Research Center, Colorado School of Mines, Golden, CO., U. S. A.

(王世章　译)

目录

符号与缩语表

B_s	贝氏体转变开始温度
f	体积分数
G	长大率
ΔH	焓差
K	平衡常数
M_s	马氏体转变开始温度
N	生核率

T	绝对温标（K）
ΔT	过冷度
T_e	共析平衡温度
t	时间
X	金属元素（如 Al，B，Nb，Ti，V）
Y	间隙元素（如 C，N）
σ	每单位面积界面能
λ	片间距离
ASM	美国金属学会
b.c.c.	体心立方晶格
b.c.t.	体心正方晶格
CCT	奥氏体连续冷却转变曲线
DPH	维氏硬度
f.c.c.	面心立方
HRC	洛氏硬度 C 标度
HSLA	低合金高强度钢
LM	光学显微镜
TEM	透射电子显微镜
TTT	奥氏体等温转变曲线

1.1 引　　言

·p.3·[1]

钢是铁和其它化学元素的合金。按照热力学的原理和晶体物理的要求，其化学组成部分是将其分成各种晶体相。这些相依次排列成具有各种特征的显微组织，这些特征包括有体积分数、形态、完整性以及在某一特定钢中所形成的各种相的排列。人眼可分辨特征的间距在0.1mm或0.1mm以上。但大多数钢的组织小于上述分辨极限，因此称为显微组织。用光学显微镜（LM）很容易分辨一定范围的组织特征，1μm（相当于0.001mm）是这些特征的最方便使用单位。小于光学显微镜所能分辨的特征，如0.5μm，则需用透射电子显微镜（TEM）来分辨，而1nm（相当于0.001μm或10Å）是分辨钢中可能存在的最细组织特征的最方便的使用单位。

显微组织取决于凝固固态的热与热机械过程、固态相变以及不依赖于相变的显微组织变化，例如再结晶、晶粒长大与球化。显微组织变化的各种过程受动力学的限制，特别是一些依赖置换型合金元素远程固态扩散的过程，常常阻止形成平衡的显微组织。因此，通常钢中是含有非平衡显微组织或只有部分接近平衡的显微组织，人们开发与控制这些组织以获得所希望的性能。

钢是由很多种类的合金所组成，其共同的特征为以铁为主体成分。在许多钢中，碳也是主要成分，但是有些合金如不锈钢中碳含量很少或不特意加入碳。钢有许多种类，每类取决于钢的成分范围与显微组织，藉以产生适于某种用途的性能。在某一类或某一组钢中，可能有许多牌号用以生产某些不同的显微组织与性能。本章叙述一些典型的碳素钢和低合金碳钢的显微组织和相变。其它各种类型的钢，包括合金化高得多的钢，如工具钢和不锈钢，在本卷后面几章叙述（见第12章和第13章），这里所谈的许多显微组织形成原理对其它钢也是适用的。

1.2　钢中的相与合金化

1.2.1　铁碳合金中的相

金属系统中相的特征是，具有同一晶体结构与化学成分，并由有明确相界面或边界与其它相分隔开。纯铁是多晶型或同素异形，即它存在有两种十分不同的相，具有不同的晶体结构。一类称为α铁或铁素体，具有体心立方（b.c.c.）晶体结构，如图1-1所示。另一类称为γ铁或奥氏体，具有面心立方（f.c.c.），结构如图1-2所示。α铁自绝对零度到912℃是稳定的，而γ铁在912—1394℃是稳定的。自1394℃到纯铁熔点1538℃之间，体心立方的铁重新又变稳定了。为了与低温稳定的α铁相区别，此时称为δ铁或δ铁素体。铁的各种晶体结构与晶体原子最低能量的排列有关，后者取决于依赖复杂温度的电子与正的铁离子点阵之间的静电作用（Hurd，1975）。

·p.4·

1）为原著页码，仅供参考，下同。——译者注

图 1-1 与图 1-2 表示 b.c.c. 与 f.c.c. 结构的单位晶胞或其基本重复单位。在铁的晶体或晶粒中，单位晶胞所建立的模型，经不断重复或延伸到广大数量的原子，形成具有各种密度及有各种面间距离的平行原子面。这些平面中的某些面对铁晶体的性能具有重要的影响，例如完成塑性变形的位错或金属的滑移倾向于沿原子密度最大以及面间距离最大的晶面滑行（Cottrell，1953）。同样，某些组的平面成为新相析出与长大的惯析面。

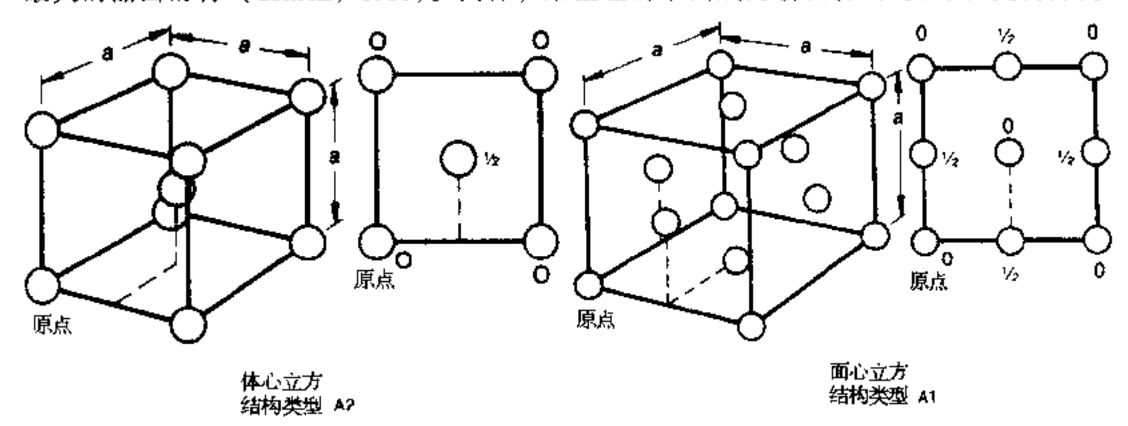


图 1-1　体心立方（b.c.c.）晶体结构结构符号为 A2。钢中铁素体是 b.c.c.（ASM，1973；ASM 国际版允许复制）

图 1-2　面心立方（f.c.c.）晶体结构结构符号为 A1。钢中奥氏体是 f.c.c.（ASM，1973；ASM 国际版允许复制）

后文将要指出存在的碳会导致形成铁的碳化物 Fe_3C，被称为渗碳体。它具有正方晶格结构而且是个半稳定相，而平衡相是石墨。然而渗碳体是许多钢中最常见的碳化物相，虽然可能存在有其它的碳化物，后文将会指出。

1.2.2　合金元素的作用

纯铁的同素异构形态是多成分钢的共同的原始组织，它们是构成多成分钢中相的关系的基础。当加入其它元素时，它们可能首先置换 b.c.c. 或 f.c.c. 组织中的铁原子。这些原子大体上具有铁原子的同样尺寸与电子结构并被称为置换合金元素，因为它们能与铁形成置换的 b.c.c. 与 f.c.c. 固溶体。有些置换合金元素如镍与锰可稳定铁的 f.c.c. 形态，而有些如铬与钼，则倾向于稳定铁的 b.c.c. 形态。Speich 等(1972)曾详细测定并经 Leslie(1981)复审过的被各种置换合金化元素所改变的 α 铁的点阵参数和弹性模数。

·p.5·

原子尺寸比铁小得多的元素可处在铁原子之间的间隙位置，并形成所谓间隙固溶体。碳和氮是钢中主要的间隙合金元素，f.c.c. 与 b.c.c. 铁组织溶解间隙原子能力的差异，在很大程度上解析了钢的显微组织的重大独特与多样性的原因。处于高温稳定的奥氏体有较高的碳溶解度，但处于低温稳定的铁素体具有比奥氏体小得多的间隙位置，对间隙元素的固溶度降低许多（Krauss，1990，Leslie，1981），因此由奥氏体稳定的温度冷却到铁素体稳定的温度，碳必定要脱离 b.c.c. 铁素体，并通过某些扩散控制的机制而形成碳化物，或是如果由于快速冷却压制了扩散，碳就被过饱和留在铁的体心组织中。本章后面各节的主要部分将叙述奥氏体冷却过程中显微组织演变的机制。

当各种元素超过在铁素体或奥氏体中的固溶度时便形成新的相，它们能够在物理上和电子上容纳所增加元素的浓度。如上所提，在 Fe—C 合金中形成有碳化物相。在钢中此相称为渗碳体或简称铁碳化物，它具有正方晶格结构（Barrett 与 Massalski，1966）。当

Fe—C 合金或钢中某些置换合金元素的固溶度被超过时，会形成多成分复杂碳化物，它们的晶体结构能够容纳所增加的碳以及置换元素（Jack 与 Jack，1973；Toth，1971）。许多合金元素如铬、钼、钛、钒与铌是强碳化物形成元素，把它们加入钢中是因为它们的碳化物可改善钢的力学性能或有助于控制显微组织。

1.2.3 Fe—C 相图

相图明确表示了不同合金系统中相稳定的温度－成分区域（见第 5 卷第 1 章）。压力对相稳定也有影响，但此变数通常保持在一个大气压不变。相图假定处在平衡状态，即在形成所有相的温度中，经历了足够长的时间以及按照最低自由能原理，把所有成分充分分配到各种相中的状态。如 1.1 节引言中所述，平衡是常常达不到的，然而相图是个很有用的向导，用以指出某一定成分合金在一定温度范围内的近似相与显微组织。

·p.6·

图1-3表明与钢及铸铁有关部分的Fe—C相图。钢中碳含量自几乎是零，即在真空脱气下不及0.005%的超低碳薄板钢（Pradham，1990）至高达最高碳素工具钢中的

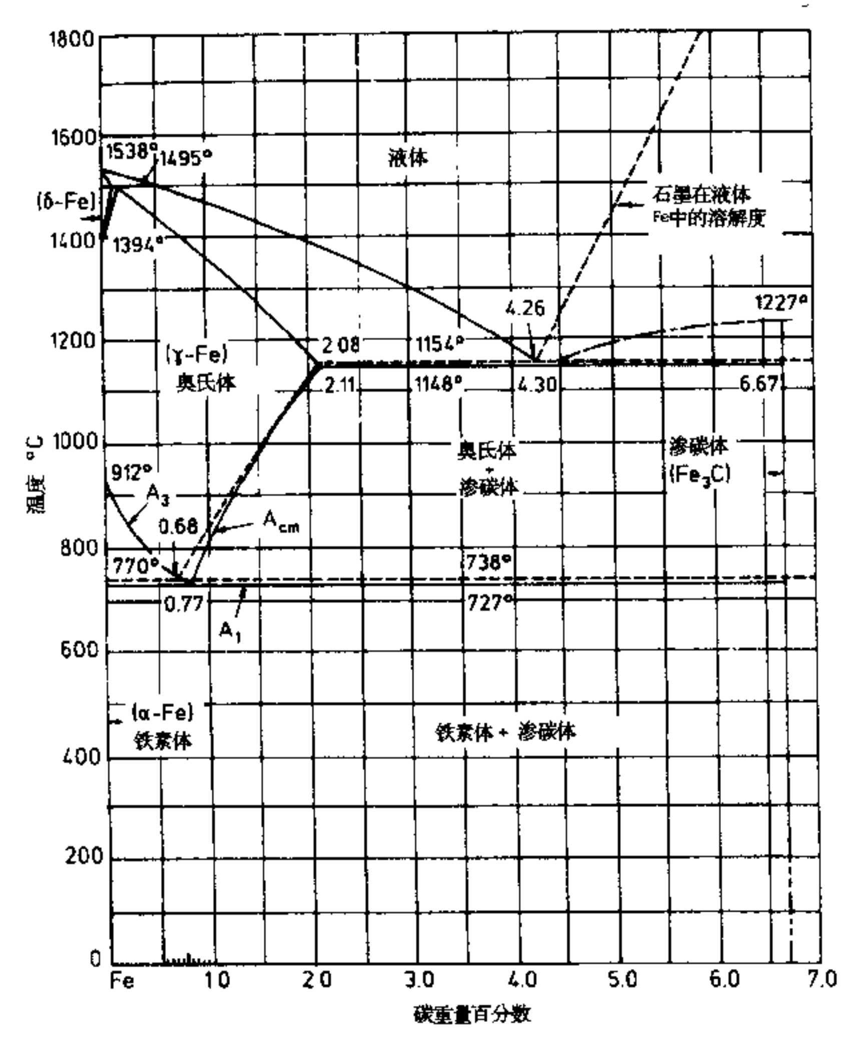


图 1-3　含 6.67%C 以下的 Fe—C 平衡图，实线代表 Fe—Fe_3C 平衡，虚线代表 Fe 石墨平衡（ASM，1985；ASM 国际版允许）

2.0%（Roberts 与 Cary，1980）。铸铁典型碳含量在 2.0%至 4.0%之间(见第 15 章)。当碳含量超过它在铁素体或奥氏体中的溶解度极限时，可能形成上述的渗碳体或可能形成石墨。所形成碳的形态稍微影响平衡相的成分与相稳定的温度范围见图 1-3 中的两组边界线。钢中很少形成石墨，但在铸铁中石墨却是常见的显微成分（Krauss，1990）。

Fe—C 图中的富铁部分的各边界线用字母“A”来标明，用以表示相变时引起体积变化所带来的放热或吸热反应，它们各在膨胀或热示差曲线上显示了抑制或斜率的变化。由密排 f.c.c. 奥氏体转变成较稀疏的 b.c.c. 铁素体结构时会引起体积的变化。奥氏体与奥氏体 - 铁素体区的边界用 A_3 做标志，铁素体 - 渗碳体相区的上限用 A_1 做标志，奥氏体与奥氏体 - 渗碳体相区的边界用 A_{cm}标志，这些边界温度代表平衡相相界，有时也用 Ae_1，Ae_3 与 Ae_{cm}温度来识别。受抑制的温度可能按其代表加热或冷却条件作进一步区别开，此时可使用法文字“加热”（chauffont）的头一个字母 c，及“冷却”（refroidis-sant）的头一个字母 r 分别标注在右下方。

·p.7·

图 1-3 表明碳加入铁可扩大奥氏体稳定的温度范围，奥氏体在 1148℃可溶解高达 2.11%的碳。当碳在奥氏体中超过其溶解度时，就会形成渗碳体并与奥氏体共存如所示的奥氏体 - 渗碳体两相区。A_{cm}线的倾斜度表明了碳在奥氏体中的最大溶解度取决于温度，且在 1148℃与 727℃之间是下降的。

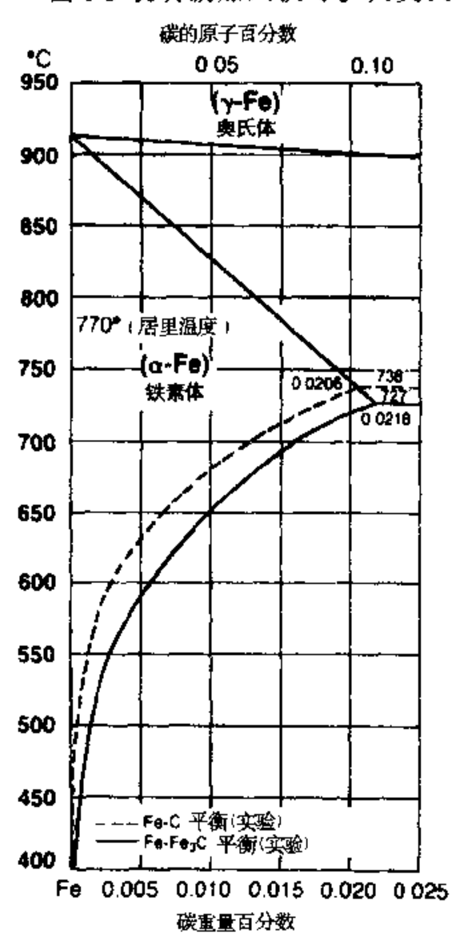


图 1-4　Fe—C 相图富 Fe 侧，表明了铁素体相的区域范围及随温度下降，碳的溶解度下降（ASM1985，ASM 国际版允许）

图 1-3 由于比例太小，表示不出碳在铁素体中的溶解度，但是铁素体确有一很有限的碳溶解度，即如图 1-4 所示的 Fe—C 图铁侧的放大部分。于 727℃中的碳在铁素体的最大溶解度为 0.02%，并随温度的降低而降低，至室温时此溶解度可小到忽略不计。

除了含铁和碳外，钢中还含有多种其它元素。这些元素有的是为了炼钢中脱氧的需要；有的为了控制相变；有的为了提供各种有用的显微组织与性能而加入。也可能存在有炼钢过程中残留下来的微量杂质。有些元素（镍，锰，铜）扩大奥氏体稳定范围，另外一些元素（铬，钼，硅，钒）扩大铁素体稳定范围（Kirkaldy 等，1978）。有时其它元素向铁基合金的相平衡中引入新相，如复杂的碳化物或金属间化合物（Uhrenius，1978，Barrett 与 Massalski，1966）。ASM（1973）收集了铁的其它二元图和部分三相图，并收入特殊钢的文献中（Roberts 与 Cary，1980；Peckner 与 Bernste，1977）。考虑到所有钢的多组元成分，Fe—C 相图对碳素钢与低合金

钢是个较好的但只是近似的向导，完全不适用于高合金钢。对显微组织的合理解析来说，相图只能给出某一稳定合金在一定温度的平衡条件下存在的相数目与成分。至于组成钢显微组织的相的形态和分布，必须通过了解生产过程条件对相变及其它显微组织变化的作用才能加以解析。本章将在以下各节讨论这些关系。

·p.8·

1.3 钢中显微组织原理

1.3.1 一般考虑

图 1-3 的 Fe—C 相图中指出奥氏体稳定的高温范围。在这些温度对奥氏体很容易进行热加工。被形变的晶粒，可以很容易在形变过程中进行动态再结晶或是在形变后进行静态再结晶(Krauss，1984)。再结晶与若干晶粒长大会产生由类似图 1-5 所示的等轴晶粒所组成的多晶体显微组织。该显微相片是取自室温奥氏体不锈钢，由于钢中加有大量镍与铬，奥氏体在室温得到稳定。然而，该显微组织是典型的经加工与再结晶后的 f.c.c. 奥氏体显微组织，它们在 Fe—C 合金与低合金钢中只有在高温时才能稳定。各个晶体或晶粒都是等轴的，而且沿着直的边界相遇。晶粒内部的长方形或块状结构特征是退火孪晶，这是 f.c.c. 组织所特有的。在孪晶与其相邻的基体之间的原子具有镜性对称（Cullity，1978），由于在 f.c.c. 组织的密排平面上原子堆垛次序变化的结果形成了孪晶。图 1-5 中所有特征都具有 f.c.c. 奥氏体结构，但反映出各个晶体与孪晶的不同取向。图中各不同晶粒与孪晶的不同反差是由于不同原子密度的结晶平面相对于观察面所曝露出的浸蚀与反射性差异所造成的（Vander Voort，1984）。

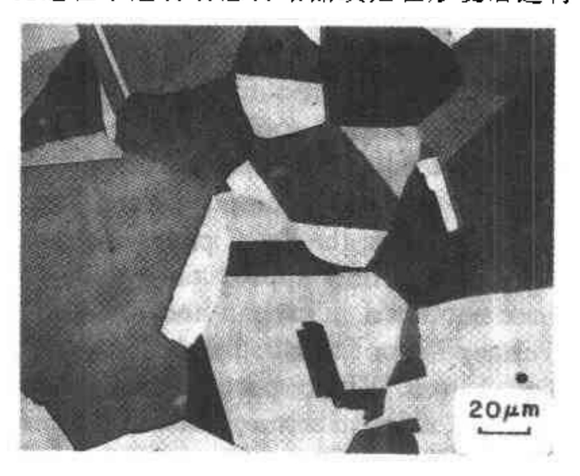


图 1-5 奥氏体不锈钢的显微组织，此中晶粒组织与退火孪晶是 Fe—C 合金及低合金碳钢在高温稳定 f.c.c. 奥氏体的典型，光学显微照片

当碳钢自奥氏体稳定温度缓慢冷却下来时，奥氏体必定会完全转变为铁素体加渗碳体的显微组织，见图 1-3。根据钢中碳与合金的含量不同，铁素体首先沿 A_3 温度开始形成，渗碳体沿 A_{cm}温度形成而铁素体与渗碳体的混合物珠光体则于 A_1 或低于 A_1 温度形成，所有这些转变均在奥氏体晶界生核，因为晶界比晶内具有更高的能量和更大的原子无序性。

1.3.2 渗碳体的形成

图 1-6 显示 1.0% C，1.5% Cr 钢在奥氏体晶界所形成的渗碳体（Ando 与 Krauss，1981a.）。如图 1-6 所示的沿晶界生核与长大的晶体，被归诸晶界同素异构形态（Aaronson，1962，Reynolds 等，1984）。渗碳体的长大需要碳自奥氏体扩散到渗碳体以及铁原子自 f.c.c. 结构重新排列成渗碳体中的正方结构。

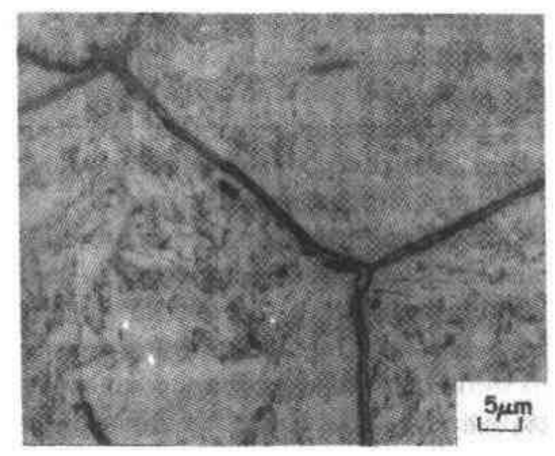
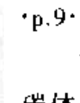


图 1-6 1.0%C，1.5%Cr 钢中沿奥氏体晶界所形成的薄渗碳体同素异型形态（Ando 5 Krauss，1981 a），光学显微照片



·p.9·

渗碳体同素异型形态的长大，是由渗碳体－奥氏体相界面间进行的皱脊型机制所完成，这些相界面由台阶或皱脊联接的许多扁平面所组成（Ando 与 Krauss，1981b），这些扁平面有的是共格，有的是半共格，具有低的移动性而皱脊是具有更大无序性的相界面，能增加原子的转移。渗碳体同素异型形态的网状物，尤其是在已转变为马氏体的淬火高碳钢中，是十分脆弱而且是穿过显微组织而断裂的优先途径。图 1-7 是扫描电镜显微组织（SEM）显示出在已断裂的 1.0%C，1.5%Cr 钢中沿渗碳体晶体皱脊型的交界面图。由于晶界网状渗碳体与脆性有关联，因此，采用退火处理，即把网状物在奥氏体－渗碳两相区温度长时间保温使其球化，并使网状物破碎（Krauss，1990）。



图 1-7 1.0%C、1.5%Cr 钢中渗碳体的皱脊型组织(Ando 与 Krauss,1981b)。SEM 显微图

如果只需要碳的扩散及铁原子重新排列时，渗碳体同素异型形态的长大是很迅速的。但是如果有大量碳化物形成元素，如铬必须自奥氏体中分开进入正在长大的渗碳体晶体中时，长大的速度就变得很缓慢（Ando 与 Krauss，1983）。此外，由于即使是高碳钢中的碳含量，也不足在奥氏体中产生大体积分数的渗碳体，因此渗碳体网状物总是较薄细，如图 1-6 所示。

1.3.3 铁素体的形成

·p.10·

在低碳与中碳钢中当奥氏体冷却时首先形成铁素体同素异构转变。但是与高碳钢中所形成的有限体积分数的渗碳相比，在纯铁或碳很低的钢中，其显微组织可能由高可达100%的铁素体所组成。图 1-8 显示超低碳钢中的全铁素体显微组织（Wilshynsky 等，1990）。因此类似图 1-5 所示的单相多晶体的奥氏体显微组织可转变成单相多晶体的铁素体显微组织如图 1-8 所示。虽然二者显微组织相似，但与奥氏体相比，铁素体除非经受形变很少显示出孪晶。此外，铁素体晶界比奥氏体晶界显示更多的弯曲，这是由于冷却形成铁素体后，比保持在高温的奥氏体更少发生晶界的重新排列。铁素体中的孪晶几乎总是与形变有关，即所谓形变孪晶，它具有独特的透镜形状。

随钢中碳含量的增加，铁素体开始形成的温度越低，如图 1-3 所示的 A_3 线斜坡。

在某一钢中，当铁素体同素异构形态长大时，由于碳在 b.c.c. 结构中的溶解度很低，它被推出进入周围的奥氏体，结果奥氏体不断地富集了碳量。当奥氏体中碳量约达到 0.8%时，奥氏体共析转变为珠光体，它是铁素体与渗碳体的混合物，通常成薄片状，其产生将于下节叙述。因而，大多数低碳与中碳钢的显微组织含有铁素体与珠光体的混合组织，前者由于在共析转变之前所形成，所以常被称为先共析铁素体。铁素体含量范围由超低碳钢的 100%（图 1-8）到共析钢的零，后者显微组织只含有珠光体。图 1-9 显示含 0.2% 及 0.4%C 的钢中所形成的铁素体－珠光体显微组织，图中白色的是铁素体，黑色的是珠光体，可以明显见到 0.4% C 钢中铁素体的数量比 0.2%C 钢的要少得多。在此低的放大倍数下，珠光体的细薄片组织分辨不出来（与图 1-11 比较）。

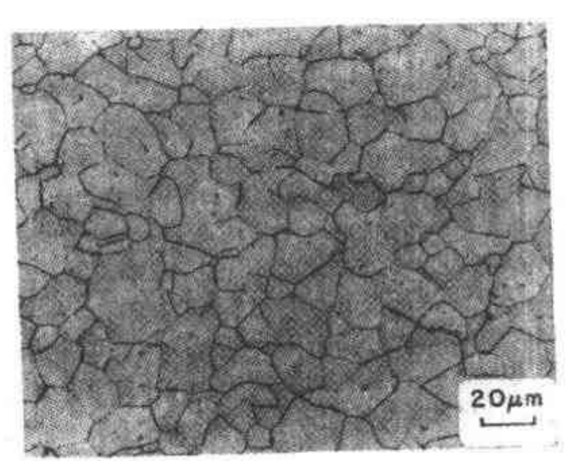


图 1-8 含重量百分数 0.004%C 的钢中多晶体单相铁素体显微组织（Wilshynsky 等，1990）光学显微图

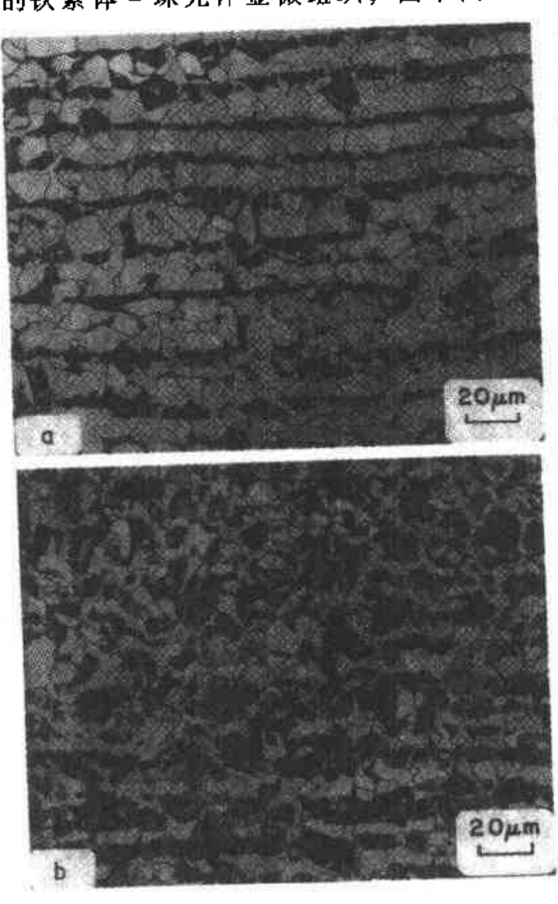


图 1-9 在（a）0.2%C 钢，（b）0.4%C 钢中的铁素体－珠光体显微组织光学显微图（蒙科罗拉多矿业大学 Lara Touryan 借用）

铁素体同素异构形态，在奥氏体晶界生核并向奥氏体晶粒内部生长。继续增加的证据指出，长大是在具有高交界面移动性的皱脊中进行（Aaronson，1962，Aaronson 等，1970；Reynolds 等，1984），虽然很难直接观察到，像渗碳体中所见的皱脊结构。用断口显微镜观察见不到铁素体－奥氏体的相界面，因为铁素体有高的延展性，而且由于随着冷却在铁素体相界面的奥氏体转变为其它组织，用金相方法无法成功观察到。

·p.11·

理论上说，置换合金元素应按照热力学平衡的需要在铁素体与奥氏体之间进行分配。但是当合金钢在高度过冷或高度过饱和条件下，奥氏体转变为铁素体，可能只要碳自铁素体脱离出来，即可进行而两相之间的置换合金元素含量不发生变化（Gilmour 等，1974；Reynolds 等，1984）。

这种转变条件被称为异常平衡条件，允许合金钢中的铁素体转变速度，完全只由碳的扩散来控制，而不是依赖于速度缓慢的置换元素的分配与扩散。

在低过冷度或低过饱和度的条件下，置换元素试图在奥氏体与铁素体之间进行分配，以保持两相界面间的局部平衡（Coats，1973），此时稳定铁素体的置换元素自奥氏体扩散到铁素体，而奥氏体稳定元素自铁素体推出进入奥氏体。铁素体的长大动力学，变成取决于置换元素的扩散，这比由碳扩散控制的长大要慢得多。另一个置换元素可能阻止铁素体转变的机制，由 Kinsman 与 Aaronson（1967）提出。在此机制中，置换原子集聚在铁素体－奥氏体相界面，对相界面运动产生一种“溶质拖延”。

用置换元素阻止铁素体长大是往中碳钢中加入合金元素如铬、钼与镍的一个主要原因。当铁素体长大速度被充分抑制时，奥氏体的快速冷却或淬火促其产生马氏体转变，后者是一种由无扩散转变机制产生的坚硬相如后文所述。以压制藉扩散控制转变所形成的低强度显微组织，得以产生硬的马氏体，被称为淬透性（Doane 与 Kirkaldy，1978；Krauss，1990）。

·p.12·

均匀长入奥氏体晶粒内部的铁素体晶界同素异构形态，产生等轴铁素体晶粒形态如图 1-8，1-9 所示。碳素钢与低合金钢中另一种铁素体形态，是由片状或板条状铁素体晶体所组成。这些被拉长的晶体被称为魏氏铁素体（纪念首先在陨石中用肉眼观察到这种显微组织的奥地利科学家 Alois von Widmanstatten），或按照 Dube 形态学分类系统称为侧片状。它们在奥氏体充分过冷转变，为铁素体的冷却条件下易于形成。例如通常在低碳钢焊缝金属中常可形成魏氏组织，此时焊缝金属的热通过热传导进入周围母金属从而得到快速冷却。图 1-10 显示低碳钢焊接金属所形成的铁素体片。魏氏铁素体板条，就在或靠近密排 {111} 奥氏体平面形成。板条的形状以及与板条形成相关联的表面皱脊，表明剪切对魏氏组织的形成可能有作用，但其它证据却表明铁素体板条的相界面含有的结构上的皱脊，很明显与扩散控制的长大有关系（Reynolds 等，1984）。

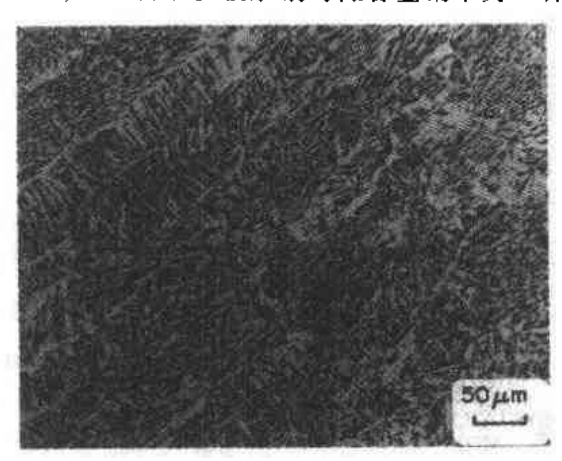


图 1-10　低碳钢焊缝金属中的魏氏铁素体（蒙科罗拉多矿业大学 Stephen Liu 借用）

1.3.4　珠光体的形成

图 1-3 相图指出含 0.77%C 的奥氏体在缓冷中必定由铁素体与渗碳体所取代。固态反应中一个固态相转变为两个固态相称谓共析反应。Fe—C 合金与钢中共析反应可书写如下：

$$\gamma - \mathrm{Fe}(0.77\%\mathrm{C}) \underset{\text{加热}}{\overset{\text{冷却}}{\rightleftarrows}} \alpha - \mathrm{Fe}(0.02\%\mathrm{C}) + \mathrm{Fe_3C}(6.67\%\mathrm{C}) \tag{1-1}$$

在压力不变的平衡条件下，三种相的成分固定如上所示，三种相只在一个温度可共存，对 Fe—C 合金来说这个温度是 727℃。在实际的工艺条件下奥氏体常常过冷，共析转变在 727℃以下的一个温度范围内发生，如下所讨论。

由钢的共析转变所产生的铁素体与渗碳体混合物具有独特的片状形态被称之为珠光体。图 1-11 显示一部分珠光体的群体，它们是 1.0%C，1.5%Cr 钢在 640℃等温转变所形成。黑带显示为渗碳体片而穿插其间的白色区显示为铁素体。常常需要在电镜下研究珠光体，因为它的片间距离常比光学显微镜所能分辨的 0.5μm 还要细小，因此，在光学显微镜下片状得不到分辨，珠光体群体显示均匀发黑如图 1-9 所示。图 1-11 指出各片是互相平行。此外，所示例举了为了回应长大条件的变化，在珠光体中发生了直线与片状断层（Jackson 与 Hunt，1966）。

·p.13·

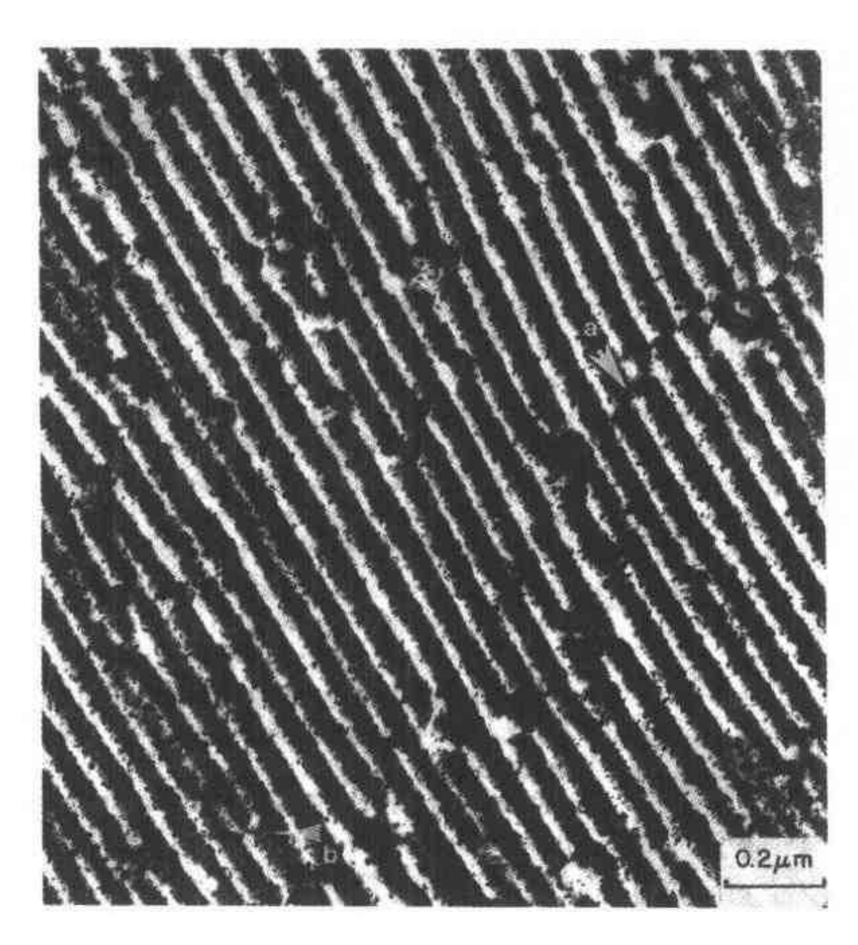


图 1-11 1.0%C，1.5%Cr 钢在 640℃等温转变所形成的珠光体群体中渗碳体（黑）与铁素体（白）的片状组织，箭头指出（a）线状（b）片状生长断层。投影碳复型的透射电镜显微图（蒙科罗拉多矿业大学 Kenneth R. Hayes 借用）

浸蚀后珠光体中，有规律间隔的渗碳体片有类似衍射光栅的作用，使不同波长的光线得以衍射，产生一种类似珍珠般特有的光彩，珠光体即因此现象得以命名。铁素体与渗碳体的彼此并列位置，显示出有取向的关系（Honeycombe，1981）。

在共析体平衡温度下，奥氏体的自由能与铁素体及渗碳体的自由能相等，不存在转

变所需的热力学驱动力。因此临界成分的奥氏体，必须过冷才能开始形成珠光体。过冷度越大，则用于抵消珠光体群体中，铁素体与渗碳体界面能的增加所需的自由能越多，结果在珠光体中，铁素体与渗碳体的片间距离随着转变温度的降低而减小。以下为 Zener（1946）与 Hillert（1957）所推导的关系式，把片间距 λ 与过冷度联系如下式：

$$\lambda = \frac{4\sigma^{\alpha/Fe_3C} T_E}{\Delta H_v \cdot \Delta T} \tag{1-2}$$



图 1-12　由于转变温度的降低，珠光体由粗（C）转到细（F），光学显微图（1968 年 Sundquist 发表的 Vilella 与 Fetherlin 工作）

式中，σ^{α/Fe_3C} 是 α/Fe_3C 界面每单位面积的界面能，T_E 是共析平衡温度，ΔH_v 是每单位体积奥氏体与铁素体及渗碳体混合物之间的焓差，ΔT 是低于 T_E 的过冷度。图 1-12（Sundquist，1968）中，可显著见到珠光体的片间距随转变温度突然降低而急剧减小。

·p.14·

Ridley（1984）收集了许多研究珠光体间距与温度关系的资料，结果见图 1-13。根据关系式（1-2），在高的转变温度时存在有良好的直线关系，在低于 650℃后发生偏离，即由转变放出的热，使温度上升因而偏离直线性。

Johnson 与 Mehl（1939）证实奥氏体转变为珠光体的等温动力学是服从一种 Avrami 的关系式如下：

$$f(t) = 1 - \exp\left[-\pi N G^3 t^4 / 3\right] \tag{1-3}$$

式中，$f(t)$ 是在某转变温度的任何时候 t 所形成珠光体的体积分数。N 是珠光体群体生核率，G 是珠光体群体的长大率。推导此关系式时假设珠光体群体是球形的，而且在未转变的奥氏体中，新的珠光体群体继续生核，此时早先已生核的群体继续长大。后者的假设已证实只在转变早期有效。由于珠光体群体在奥氏体晶界生核，在转变早期这些位置就被饱和了（Cahn 与 Hagel，1962），余下的转变只有依赖珠光体群体的长大来完成。

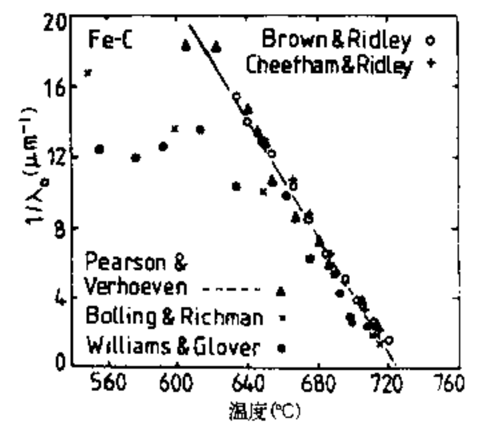


图 1-13　Fe—C 合金中最小珠光体片间距（λ_0）的倒数与珠光体形成温度间的关系

·p.15·

关系式（1-3）指出在某温度珠光体的转变，作为一种时间函数跟从着 S 形动力学。此关系中的一例见图 1-14（a）。图 1-14（b）显示珠光体转变开始时间与进程随转变温度的降低

而加速，此种行为，直接与生核及长大率，是随温度降低而增加的事实有关，如图 1-15 所示。这些增加的速度，反过来与较低温度所增加的热力学化学驱动力有关。更细薄与更多的珠光体群体能在较低温度生核，因为所增加的化学驱动力，补偿了与更小晶核有关的更大界面能。间距更靠近的薄片之间，所缩短的扩散路程，使有可能在较低温度有高的长大速度，见关系式(1-2)。

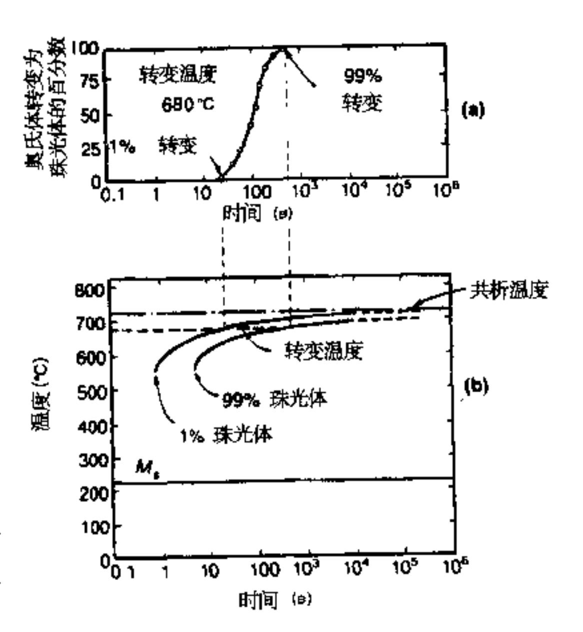


图 1-14 (a) 共析钢中 680℃珠光体的形成作为时间的函数，(b) (a) 中的曲线与时间－温度－转变图的关系（Krauss 1990 同意。ASM 国际版）

珠光体群体的生核，需要两相生核才能建立珠光体的片状形态。在亚共析与过共析钢中，碳含量各低于与高于共析成分，珠光体群体由先共析相生核，例如在亚共析钢中，珠光体的铁素体直接自先共析铁素体生长，铁素体中推出的碳引起复杂的渗碳体片生核。在共析钢中，珠光体群体的生核，可能通过平行铁素体与渗碳体片的复杂生核，其过程 Mehl 与 Hage（1956）称之为侧向生核。Honeycombe（1976）用透射电镜示出这种生核模式的一个例子。

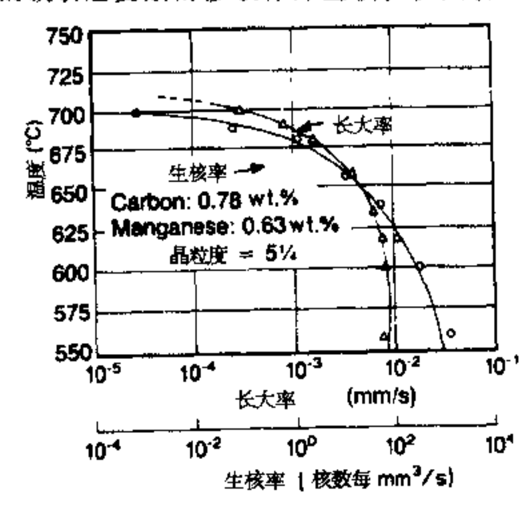


图 1-15 共析钢中珠光体形成的生核率与长大率作为温度的函数（Mehl 与 Dube，1951）

·p.16·

Hillert（1962）发现一种完全不同的珠光体生核模式。这种机制包括，由一单个渗碳体晶体分枝出许多平行的渗碳体薄片。不论珠光体群体是通过侧面生核或分枝形成，似乎都存在单个占支配地位的铁素体取向和渗碳体取向，因而，导致把珠光体群体描述为有如两个相互贯穿的铁素体与渗碳体单个晶体。珠光体群体有沿普通 {100} 铁素体解理面断裂的倾向支持了上述的观察（Park 与 Berstein，1978；Alexander 与 Bernstein，1984）。最近 Thompson 与 Howell（1988）已有证据指明，在一单独珠光体群体中，自先共析铁素体复杂的生核活动中生核的渗碳体片有两种取向。珠光体中的铁素体，在整个群体中，有同一的取向且与先共析铁素体相同。

珠光体群体，通过薄片的侧面长大面进入奥氏体，此过程要求碳自铁素体形成区扩散到正在生长的渗碳体薄片。碳可能扩散穿过珠光体群体前面的奥氏体，即由体积扩散－控制的过程或沿铁素体与奥氏体的相界面，即由界面扩散－控制的过程。Ridney（1984）在评述有关珠光体长大机制的研究工作中，结论认为碳的体积扩散是 Fe—C 合金长大中

控制速度的占支配机制。

合金钢中的置换合金元素，也必定在珠光体中的铁素体与渗碳体之间进行分配。碳化物形成元素如铬、钼与锰预期会向渗碳体扩散，而非碳化物形成元素如镍与硅可预期集中于奥氏体，最终并入珠光体的铁素体中。

当珠光体在较高温度形成时，合金元素有可能扩散，已证实置换元素在珠光体各相中进行了分配（Ridley，1982；Williams 等，1982）。但是，在低些的转变温度，置换合金元素不进行分配（Ridley，1984），此时珠光体的长大变成只依赖碳的扩散。

1.3.5 马氏体转变

上述通过碳、铁与置换原子的扩散，奥氏体转变为铁素体、渗碳体或珠光体。如果奥氏体冷却很快或把钢合金化，使其原子移动大为减慢，没有充分时间提供扩散，则奥氏体转变为马氏体。马氏体是一种无扩散位移式机制所形成的相（见第 5 卷第 6 章）。不像典型的扩散型转变中原子在相界面逐个转移，马氏体是由大量原子协作剪切而形成。
·p.17·

图 1-16 图解示出邻近奥氏体晶体自由面的马氏体晶体的形成。马氏体转变产生一种均匀的位移或形状变化，引起特有的倾斜浮雕，马氏体在母体奥氏体的特定结晶面上形成，这些面被称为惯析面，是钢的成分及马氏体形成温度区间的函数。为了容纳形成马氏体晶体时的位移，母体奥氏体必定发生塑性变形如图 1-16 所示。图 17 显示 Fe—33%Ni 合金，由于形成大片状马氏体所关联而产生的表面浮雕。

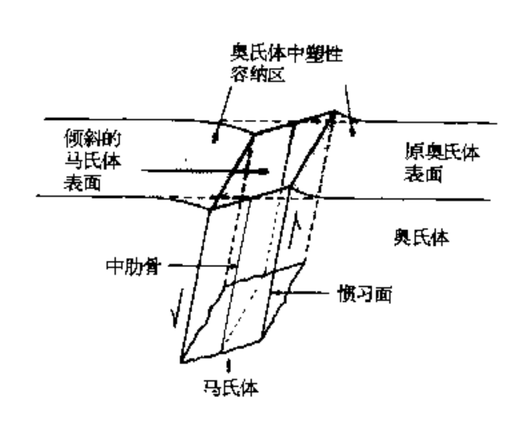


图 1-16 马氏体转变及相关的表面倾斜图解示意（Krauss，1990，ASM 国际版同意）



图 1-17 奥氏体单晶在 196℃转变成片状马氏体与表面倾斜。光学显微图（Krauss 与 Pitch，1965）

马氏体转变可通过结晶学理论进行数学模型处理，前者假设其形状的改变，是通过均匀的平面应变来完成的，留下惯析面未受旋转或未受歪曲（Wechsler 等，1953；Bowles 与 Mackenzie，1954；Bilby 与 Christian，1961；Wayman，1964）。完成形状的改变需经两次变形，一个称为点阵变形，用以完成自奥氏体变成马氏体的晶体结构转变，但此点阵变形并不能满足平面应变变形的要求（Greniger 与 Troiano，1949）。因此需要另一个称为点阵不变的变形，使马氏体形成符合平面应变条件。通过精细规模的孪生或滑移（如图 1-18 所示），得以完成点阵不变的变形，并在马氏体晶体内留下特有的孪晶或位错精细结构（见第 5 卷第 6 章）。

Fe—C合金与钢中点阵变形称为“贝氏应变”用以纪念 Bain，是他首先认为在 f.c.c 奥氏体中的一组原子对应于马氏体中的体心正方（b.c.t.）排列。图 1-19（a）显示贝氏对应关系，图 1-19（b）指出，奥氏体中的原子必须如何位移才能产生马氏体的一个单位晶胞。随着转变的进展，奥氏体中某些结晶学平面与取向平行于马氏体中特定的平面与取向。已确认钢中有两个人所共知的取向关系（Christian，1970），一个是由 Kurdjumov 与 Sachs 测定的：

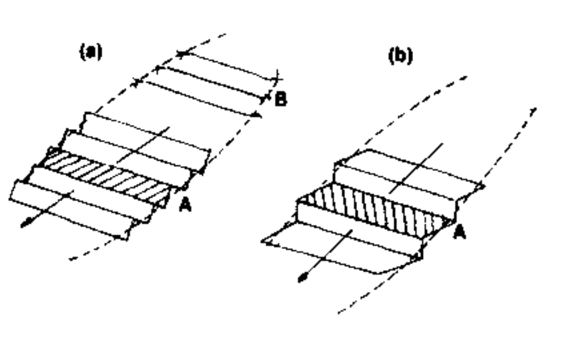


图 1-18　通过（a）滑移与（b）孪晶点阵不变的形变图解示意（Bilby 与 Christian，1961）

$\{111\}_A // \{101\}_M ; \langle 110\rangle_A // \langle 111\rangle_M$

另一个由 Greninger 与 Troiano，以及 Nishiyama 测定的：$\{111\}_A // \{011\}_M ; \langle 112\rangle_A // \langle 011\rangle_M$

·p.18·

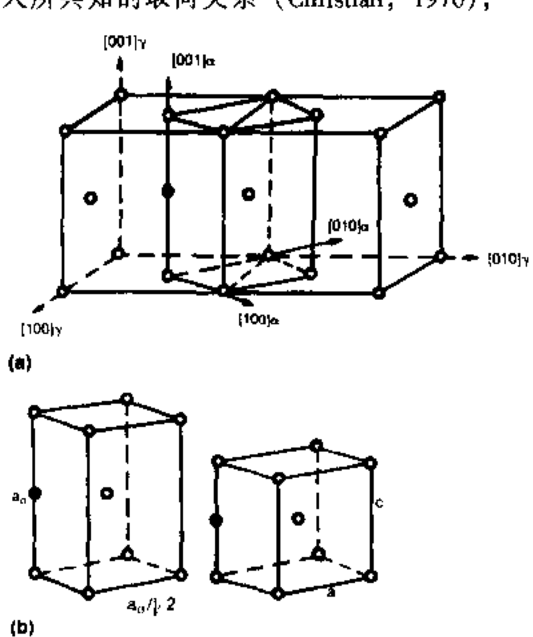


图 1-19　(a)通过$\langle 100\rangle_\alpha$轴识别在奥氏体中的体心正方(b.c.t.)晶胞。(b)在点阵形变或贝氏应变前(左)与后(右)的 b.c.t. 晶胞(Christian,1970)
○铁原子，●间隙碳原子

马氏体的正方性是，由于体心结构的一组八面体的间隙位置中留住碳而产生的。因此单位晶胞中的一个点阵参数，即 c 轴参数，比其它（a 轴参数）大。马氏体中碳含量越高，正方性就越大，如图 1-20 所示。马氏体显微组织具有非常高的强度与硬度的原因，大部分是由于所留住的碳引起有关点阵歪曲所造成（Cohen，1962）。

·p.19·

必需有足够的热力学驱动力或原奥氏体的过冷度才能发动点阵剪切以形成马氏体。转变开始温度定义为 M_s 温度。图 1-21 指出 M_s 温度依赖于碳含量的关系图。当碳量增加时，奥氏体对剪切的阻力增大，M_s 温度随之下降。置换合金元素也增加奥氏体的剪切抗力和降低 M_s 温度。有许多关系式用以表达钢成分与其 M_s 温度的关系（Krauss，1990），下面由 Andrews（1965）得出的，把 M_s 温度与常用中碳可淬硬钢中的碳与合金元素含量的关系成功地联系一起：

$$M_s(℃) = 539 - 423C - 30.4Mn - 12.1Cr - 17.7Ni - 7.5Mo \quad (1\text{-}4)$$

此式中合金元素以重量（wt）%来表达。此关系式指出，间隙碳对压制 M_s 有强大的作用，所有其它置换元素，虽程度差些但也都有降低 M_s 的作用。

奥氏体剪切转变为马氏体主要不依赖于时间，而只取决于低于 M_s 温度的过冷度。这种转变动力学称谓变温动力学，与依赖时间的等温转变动力学大不相同。下面一个关

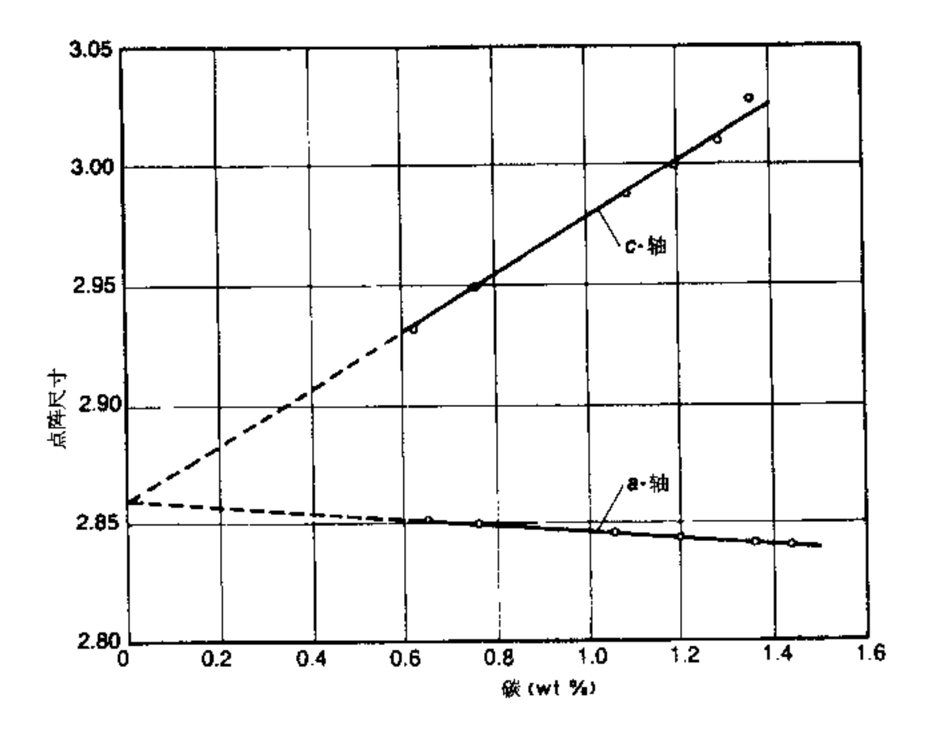


图 1-20 马氏体点阵参数作为 Fe—C 合金中含碳量的函数（Bain 与 Paxton，1966）

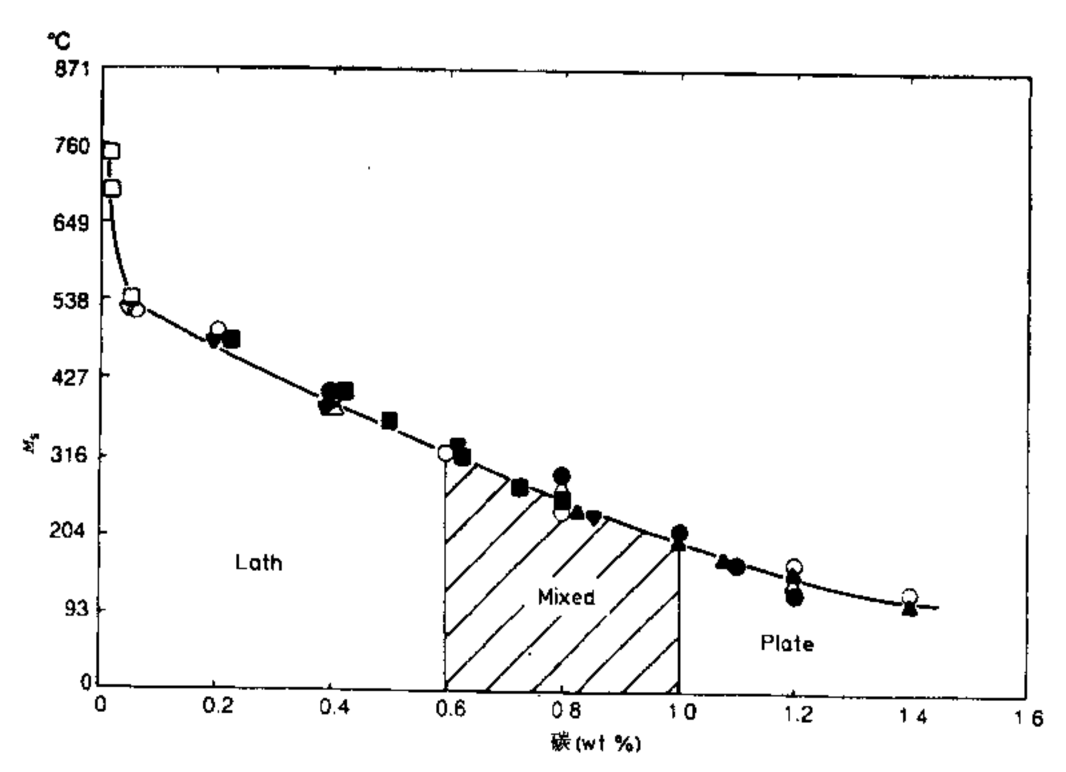
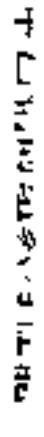


图 1-21 M_s 温度作为 Fe—C 合金与钢中碳含量的函数（Marder 与 Krauss，1967）

系式，依照 Koistenen 与 Marburger（1959），可很好地描绘出马氏体的变温转变动力学：

$$f = 1 - \exp(-1.10 \times 10^{-2} \Delta T) \tag{1-5}$$



式中，f 是马氏体体积分数，ΔT 是低于 M_s 温度的过冷度，因此，如果已知钢的成分，M_s 温度即可从关系式（1-4）计算出来，也可容易计算出冷却到 M_s 以下任何温度所形成的马氏体数量。

·p.20·

由奥氏体显微组织转变为马氏体的进展，取决于许多马氏体晶体的生核与长大。但是，由于每个晶体的长大，受限于奥氏体的压抑，大量体积分数的奥氏体转变，必须通过大量马氏体晶体，在一个不断分割的奥氏体中连续生核下完成，因此新马氏体晶体的生核是形成马氏体显微组织的主要特征。有些马氏体通过建立在原奥氏体之中的组织而生核（Olson 与 Cohen，1976），但更多可能，是由于转变本身所诱发出的动力学变化结果，而自动催化地生核（Cohen，1987）。虽然大多数钢的马氏体转变是遵循变温转变动力学，在 Fe—Ni—Mn 合金中也有文献证明，其存在有恒温马氏体转变（Raghavan 与 Cohen，1971；Pati 与 Cohen，1969）。

钢中产生两种马氏体显微组织与形态，即板条与片状。这两种形态，是按照某一定钢中所形成的马氏体晶体形状而取名，有关它们之间的精细结构，惯析面及转变组织中的马氏体单元的排列均不相同（Marder 与 Krauss，1967；Krauss 与 Marder，1971；Krauss，1990）。

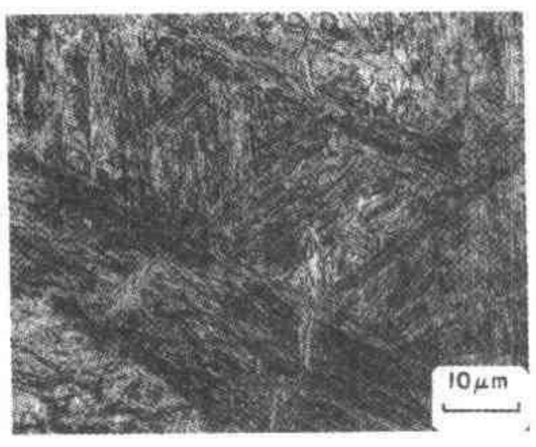


图 1-22　0.4%C 低合钢中的板条马氏体。光学显微图（Gu 与 Krauss，1986）

板条马氏体是在 M_s 温度较高的中低碳钢中产生，见图 1-21。虽然在室温，转变已大部分完毕，在马氏体板条之间保留有小量奥氏体（Thomas，1978），马氏体单元被认为是木板型或板条状，因此用以命名这类马氏体的形态

马氏体板条彼此平行排列，如图 1-22 排列整齐成小捆状。板条十分精细，大部分用光学显微镜分辨不出来，因此需用透射电镜显示所有的板条及板条间的残余奥氏体，如图 1-23。板条马氏体内部的精细组织，由高密度缠结位错所组成，它与塑性变形中的位错模式相一致，用以完成在室温以上转变温度的点阵不变形变。Fe—C 合金中板条马氏体的惯析面是无理数，$\{557\}_A$，但与 $\{111\}_A$ 接近(Marder 与 Krauss，1967)。

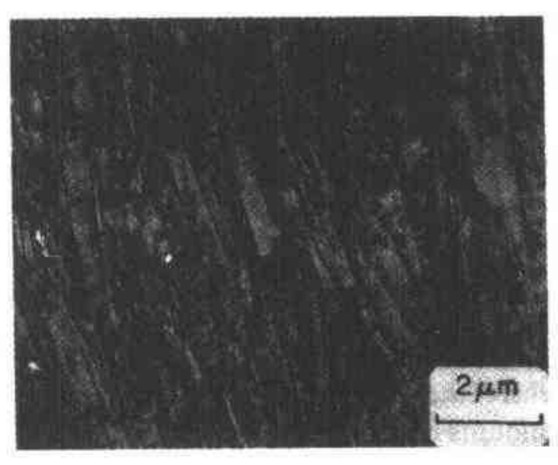


图 1-23　0.2%C 钢中的板条马氏体。TEM（透射电镜）显微图

·p.21·

高碳钢形成片状马氏体，具有低的 M_s 温度，如图 1-21。转变成片状马氏体的合金中，依赖碳与合金含量的多少，可能保留有相当多的奥氏体，含量可高达 10%或

更多。图 1-24 例举 Fe—1.9%C 钢中的片状马氏体与残余奥氏体。在三维马氏体单元中，可清晰见到片状（Krauss 与 Marder，1971），它们断面经抛光浸蚀的面上显出特有的像针形或针状如图 1-24。相邻的片，倾向于彼此形成角度与板条马氏体中的平行单元排列成明显对比。因此，片状马氏体显微组织似乎比板条马氏体更为不规则。

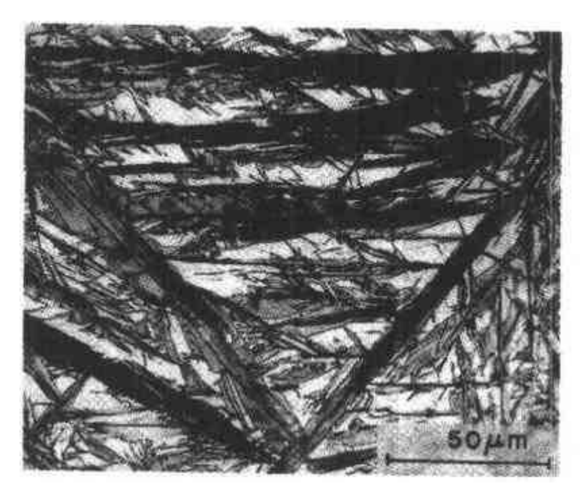


图 1-24　Fe—1.9%C 钢淬至 -150℃的片状马氏体与残余奥氏体。光学显微图（蒙 Lehigh 大学 A.R.Marder 借用）

片状马氏体的精细组织，常由非常细小的转变孪晶或螺型位错排列所组成，它们与体心组织在低温变形时，特有的塑性变形模式相一致。孪晶厚度为 10nm 数量级，位于 $\{112\}_M$ 平面上。片状马氏体的惯析面是无理数，可能有 24 个变种如 Fe—1.78%C 钢中的 $\{259\}_A$ 惯析面，或 12 个变种如 Fe—0.92%C 钢中的 $\{225\}_A$ 惯析面（Greninger 与 Troiano，1940）。

1.3.6　马氏体的回火

Fe—C 合金与钢中的马氏体，是一种高度不稳定相。碳原子是处于过饱和状态，由于点阵未变的变形，所带来的细组织与高应变能量相关联。

当细察宏观试样中马氏体显微组织时，它们的进一步不稳定性可起因于：与大量马氏体板条或片的界面有关联的界面间高能量；根据 Fe—C 图在 A_1 温度下不应稳定的残余奥氏体；以及由于淬火时发生温度与转变梯度所引起的残余应力。

·p.22·

马氏体显微组织中的各种不稳定性，提供了相变与显微组织变化的热力学驱动力。因此，当淬火钢加热时，热处理操作中称谓回火就可使马氏体显微组织转变为新的显微组织。回火可在约 150℃至 A_1 之间进行，这样可产生种类繁多的回火显微组织。回火的最重要作用，是改进淬火钢的韧性或断裂抗力。韧性改善的程度是化学成分及不同温度所完成的显微组织变化的函数。一般说，回火温度越高，韧性越高。图 1-25 示出当马氏体 0.4%C 低合金钢断裂时所吸收的能量，随着相对于淬火马氏体的回火温度的增加而大大增加，但是改进韧性的同一显微组织的变化，也降低了硬度或强度，如图 1-26。因此对某一用途所选择的回火温度，很多是取决于该用途对强度与韧性要求间的平衡。

·p.23·

回火过程产生的所有显微组织变化取决于扩散，因此，低温回火时由于扩散受到限制，显微组织只在很微细规模发生变化，且与间隙的碳原子扩散相关联。较高温度时，产生规模大得多的显微组织变化，此时铁与置换合金元素的原于都参与。回火过程发生的相变例子，有自过饱和马氏体中析出的各种碳化物以及残余奥氏体的转变。不发生相变的显微组织变化例子，有回火马氏体中的铁素体基体恢复与晶界重新排列，以及在回火后期的高温阶段所形成的碳化物的球化与长大。

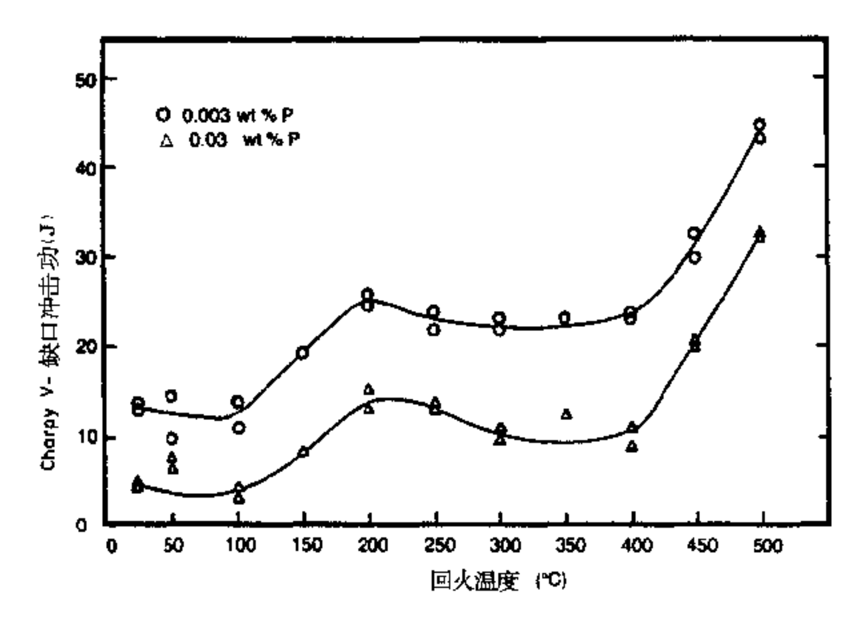


图 1-25 0.4%C 低合金钢 870℃奥氏体化，油淬，不同温度回火 1h 的室温 Charpy 冲击功与回火温度关系（Materkowski 与 Krauss，1979）

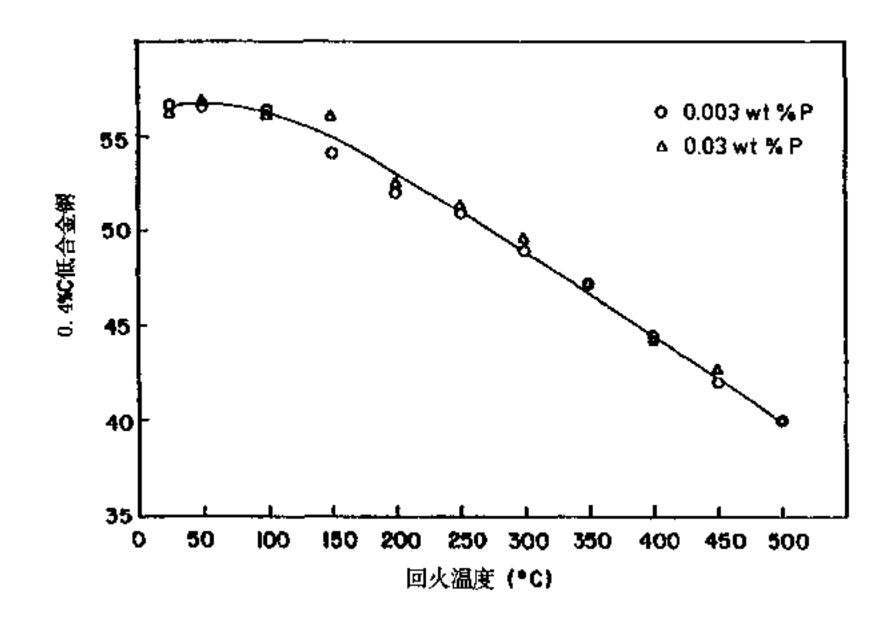


图 1-26 0.4%C 低合金钢 870℃奥氏体化，油淬，不同温度回火 1h 的硬度（HRC）与回火温度关系（Materkowski 与 Krauss，1979）

表 1-1 列出 Fe—C 合金与合金钢中（Krauss，1984b）已经识别的各种回火反应及其相应的回火温度范围。低温时反应取决于碳原子在马氏体晶格中的重新排列，用 A_1，A_2……来标志。较高温度反应结果形成碳化物相，用 T_1，T_2……来标志。时效反应，由于其细微的规模只在最近通过透射电镜与电子衍射才得以弄清其特性（Nagakura 等，1983）。包括碳化物形成在内的较高温度反应具有重大的实际意义，它首先由 Cohen 及其同事在 50 年代（Roberts 等，1953；Lement 等，1954；Werner 等，1957）详细地说明其

特性。后者的研究建立了一套专门术语用以区别基于不同回火阶段的各种相，以开始形成的过渡碳化物为第一阶段（T1）。保留这套术语可用以避免文献中的混淆现象，但要认识到在碳化物形成以前就有了组织变化，它们是标志为 A_1，A_2 与 A_3 的时效反应。

表 1-1　钢中回火反应（Krauss，1984b）

温度范围（℃）	反应与符号
−40—100	2—4 个碳原子簇集在马氏体（A1）的八面体位置；碳原子在位错与晶界偏析
20—100	调整后的碳原子簇集在（102）马氏体平面上（A2）
60—80	含有序碳原子的长期有序相（A3）
100—200	过渡碳化物的沉淀由成行的 2nm 直径质点所组成（T1）
200—350	残余奥氏体转变为铁素体与渗碳体（T2）
250—700	铁素体与渗碳体的形成：最终发展为在等轴铁素体晶粒中有良好球化的碳化物（T3）
500—700	在含 Cr，Mo，V 与 W 钢中形成合金碳化物，碳化物的配比与成分随时间有重大变化（T4）
350—550	杂质与置换合金元素的偏析与共同偏析

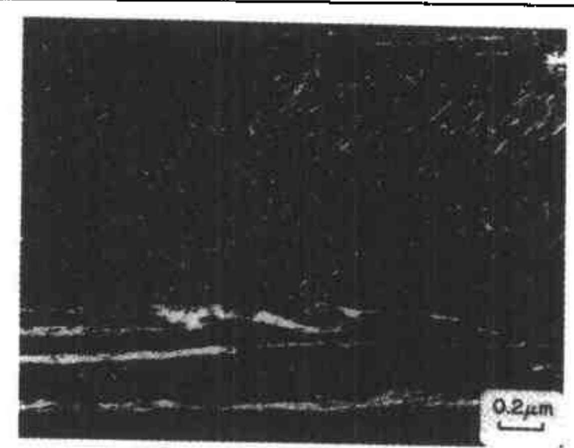


图 1-27　0.3%C，0.2%Mo 钢 150℃回火的显微组织，在板条马氏体中显示出残余奥氏体（白带）与过渡碳化物（细行），透射电镜显微图，暗场（蒙 科罗拉多矿业大学 M.B.Losz 借用）

回火第一阶段析出的过渡碳化物，在组织与成分上与渗碳体或 Fe_3C 有很大的不同。这种碳化物首先由 Jack（1951）发现并称为 ε 碳化物，具有六方晶体结构，成分为 $Fe_{2\text{-}4}C$。后来，该过渡碳化物被发现是具有正方结构，成分为 Fe_2C（Hirotsu 与 Nagakura，1972，1974；Williamson 等，1979）被称为 η 碳化物。图 1-27 示出在回火第一阶段加热所产生显微组织的例子，这是 AISI 4130 钢（通常含 0.3% C，1.00%Cr，0.2%Mo）淬成马氏体，150℃回火的透射电镜显微图。暗场显微图是由奥氏体及 η 碳化物衍射的光线所照明。150℃加热不足以转变奥氏体，后者成像为白带状，处于中碳钢马氏体板条之间。η 碳化物形成致密的弥散质点，在大的马氏体板条上明显成像。质点十分细微，尺寸为 2nm 数量级且成排形成。在明场透射电镜成像中，成排的质点呈现为黑色小板片，这是由于在马氏体基体中，过渡碳化物排列的形成伴随有应变。由于过渡碳化物极为细小，第一阶段回火的马氏体钢保持有高的强度，且具有很好的耐磨和抗疲劳强度。

·p.24·

回火的第二阶段，由残余奥氏体转变为渗碳体与铁素体的混合物所组成，在形成板条马氏体的中碳钢中渗碳体，是在马氏体板条之间受约束而形成，且成为粗小板状。图

1-28 显示 0.4%C 低合金钢试样中形成的板条间渗碳体一个例子。由残余奥氏体分解，必定形成的铁素体很难与其周围的回火马氏体区别开。在形成片状马氏体并含有大量残余奥氏体的较高碳的钢中，由残余奥氏体分解，产生的铁素体与渗碳体混合物较易分辨（Balliett 与 Krauss，1976）。

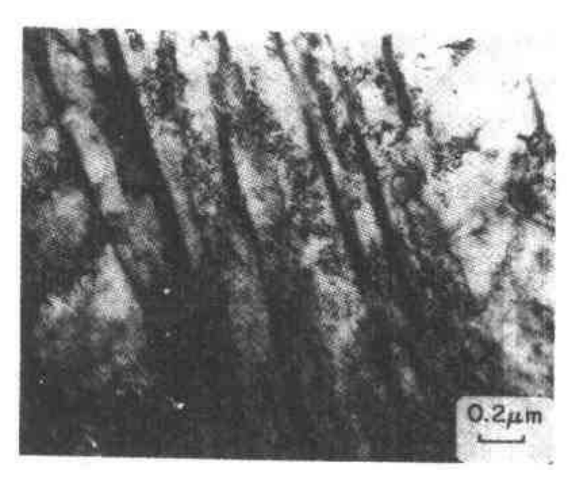


图 1-28　0.4%C 低合金钢 350℃回火时在马氏体板条间形成的渗碳体（Materkowski 与 Krauss，1979）

第二阶段回火对温度的依赖性具有激活能的特性，后者相当于碳在奥氏体中扩散的激活能（Roberts 等，1953；Balliet 与 Krauss，1976），转变开始温度在 200℃左右，取决于加热时间。图 1-29 示出低合金中碳钢中残余奥氏体数量，是回火温度的函数（Williamson 等，1979）。试样淬火成马氏体，并在回火温度保温 1h。图 1-29 指出中碳钢中的少量残余奥氏体约在 200℃附近开始转变，300℃转变完全。

·p.25·

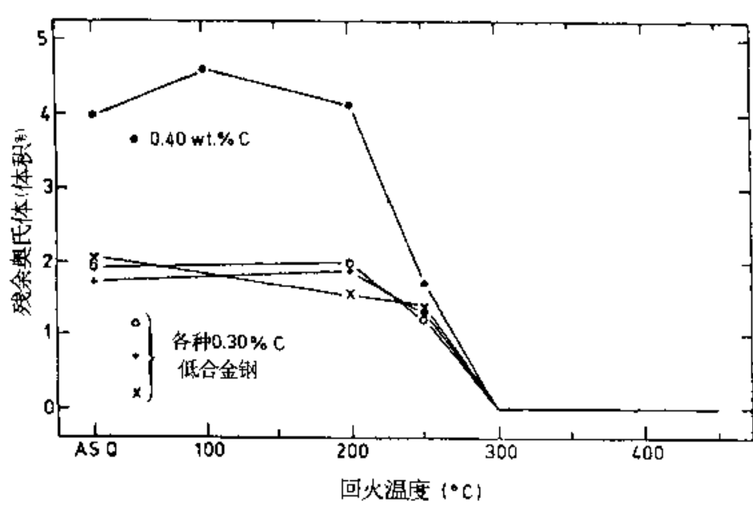


图 1-29　若干中碳钢中残余奥氏体成为回火温度（1h）的函数（Williamson 等，1979）

回火显微组织中，引入粗的渗碳体微粒与低于预期的冲击韧性有关联。此现象如图 1-25 所示，当 200—400℃回火时，尽管试样在此区回火，硬度实际上是连续下降，而冲击韧性却到达一平台或稍微下降。这种 250—450℃间马氏体钢回火后的韧性，比预期的韧性下降的现象叫做回火马氏体脆性。断口模式，从与粗渗碳体微粒有关联的、有延展性的断裂，至沿被磷偏析的原奥氏体晶界的沿晶断裂，以及穿过含有粗的板条间碳化物排列的板条马氏体捆束的穿晶开裂，均可能与钢中磷与碳含量引起的回火马氏体脆性有关联（Materkowski 与 Krauss，1979；Zia -Ebrahimi 与 Krauss，1984；Krauss，1990）。

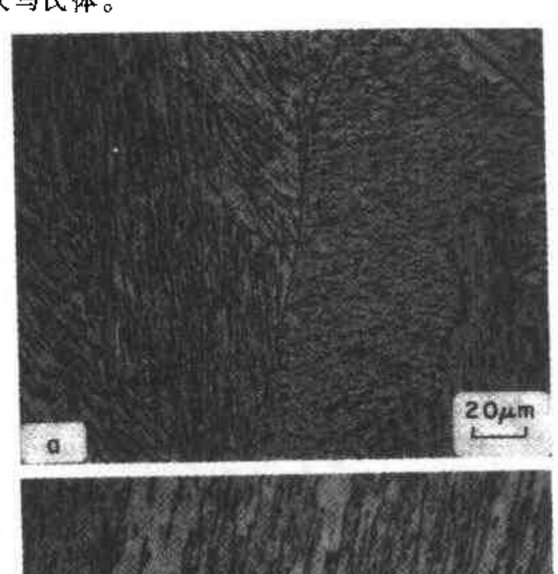
回火第三阶段（T3）与许多连续相重叠机制的显微组织变化相关联。此阶段在 Fe—C 合金与低合金钢中，η 过渡碳化物与残余奥氏体、被渗碳体与铁素体的混合物所代替，硬度与强度急剧下降。更高合金化的钢，如以工具钢为例，高温回火引发细合金碳化物的析出（T4），产生硬度与强度的升高现象称谓二次硬化。在回火第三阶段的初期，细的渗碳体微粒析出，并随过渡 η 碳化物的熔解在马氏体板条内长大。这些板条内的渗碳体微粒与由残余奥氏体分解所产生的板条间的渗碳体，随着在不断提高的温度中

连续粗化与球化。小微粒熔解产生大微粒，单位体积具有高比值表面能的片状微粒发生了球化，这样使整个显微组织系统降低其总的界面能。

·p.26·

高碳钢的回火第三阶段初期，已被证实形成另一过渡碳化物。此碳化物具有单斜晶体结构，成分为 Fe_5C_2，被称为 χ 碳化物（Ohmori，1972；Ma 等，1983）。最后，高碳钢在更高温度回火产生渗碳体代替了 χ 碳化物。Nagakura 等（1983）指出：后者的转变，是通过一种被称为显微自动生长的过程发生，在点阵平面上的化学计算与组织的局部再调整。

除了贯穿回火第三阶段所发生的碳化物类型、形态与弥散度的变化外，基体回火马氏体的显微组织也发生了深刻的变化。贯穿回火的第一、第二阶段，板条及片状的晶界及淬火马氏体晶体的形态保持不变，但是在回火第三阶段马氏体晶界组织粗化且最终接近等轴晶格形态。在此过程的早期所有淬火，进入马氏体的过饱和碳量析出形成渗碳体，而基体相成为 b.c.c. 铁素体。然而此 b.c.c. 铁素体由于来自马氏体，故称之为回火马氏体。



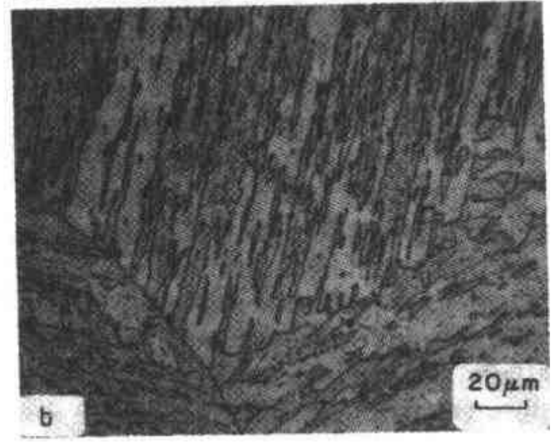


图 1-30　0.2%C 钢板条马氏体于 600℃回火（a）5 分钟与（b）12h，光学显微图（Caron 与 Krauss，1972）

图 1-30 显示 Fe—0.2%C 合金淬火至马氏体，并经第三阶段良好回火的显微组织。很明显可见，到板条组织与渗碳体微粒的粗化，特别是与图 1-22 所见的淬火板条马氏体相比较，该处大部分板条低于光学显微镜所能分辨。基体组织的粗化是恢复机制产生的结果，该机制消除低角度板条间的晶界并降低淬火板条马氏体的高位错密度（Caron 与 Krauss，1972；Hobbs 等，1972）。板条马氏体小捆中的高角度晶界保持不变，当细小弥散碳化物的钉扎作用，由于碳化物粗化而降低时，最终本身重新调整成为等轴排列。在这些回火的后期，任何回火马氏体中剩余位错本身自行排列，成低角度多边形晶界。这样，不足的位错及与其相关联的应变能量，仍可留下驱动回火马氏体基体的再结晶。随后高角度晶界组织的进一步变化，通过晶粒长大的机制来完成。

·p.27·

低合金可淬硬的中碳钢中的置换合金元素，在回火后阶段中起若干重要作用。由于这样一个事实，即置换元素可能部分参与渗碳体或形成新的碳化物，这些过程都需要扩散，它们减缓 Fe—C 合金与碳

素钢中典型的组织，迅速粗化并伴随硬度降低。Grange 等（1977）系统地用资料证明，各种合金元素对中碳钢回火抗力的作用，是回火温度及各元素数量的函数。图 1-31 指出：各种元素对减缓软化的有效性，是回火温度与钢中元素数量的函数，而某些元素比另外一些元素具有大得多的效果，例如碳化物强的形成元素钒与钼，在 540℃比 260℃的效果要大得多，因为在较低温度它们的扩散性最低。镍在所有温度下具有最低效果，因为它不形成碳化物，而只是相互作用来降低其它元素的扩散。硅，与其它碳化物形成元素的扩散性对比，在低温时效果最大。硅不易参与渗碳体组织中，因此必定被早期渗

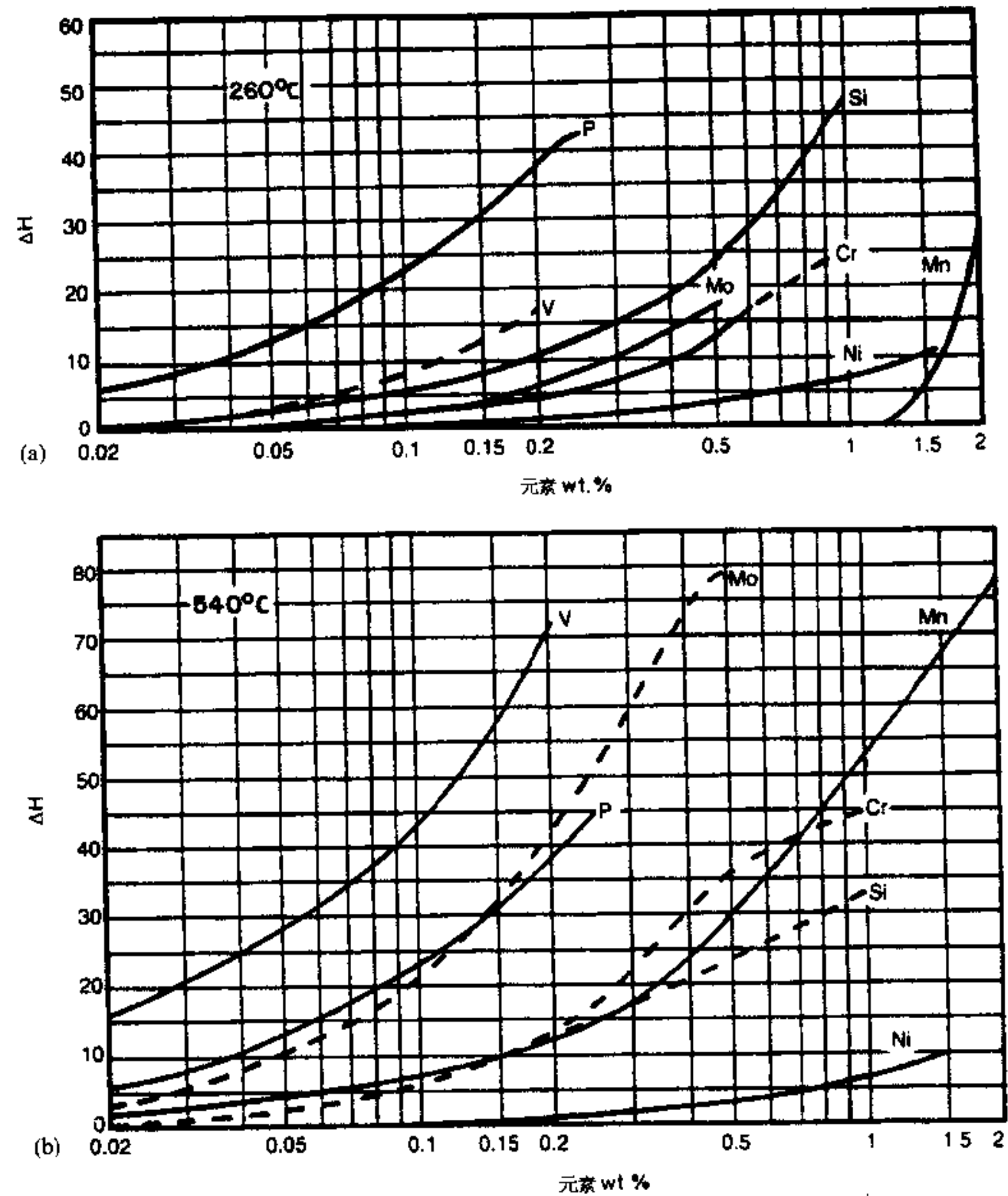


图 1-31 (a) 260℃与 (b) 540℃回火 1h，合金元素对延迟软化的作用，ΔH 是对未经任何合金化的 Fe—C 合金所增加的硬度（Grange 等，1977）

碳体晶核所抵制，减缓了回火第三阶段的开始（Barnard 等，1982）。

合金元素也已被证实会与残余杂质元素如磷、锑与锡在低合金钢回火时共同偏析而出。杂质与合金元素在 350—550℃之间偏析于原奥氏体晶界，通过提高回火钢的晶间破断敏感性，从而降低了钢的韧性。此现象被称为回火脆性（Mc Mahon，1968），而共同偏析可用一种有规律的溶解热力学模型来解析，它评价了各种合金与杂质元素联合的相互作用能量与偏析倾向（Guttman，1976；Guttman 等，1982）。

1.3.7 贝氏体的形成

贝氏体名义上是在珠光体与马氏体形成温度之间，由奥氏体转变所产生的两相显微组织。在碳素钢中所形成的贝氏体，此两相为铁素体与渗碳体，但是在某些低合金钢中，贝氏体显微组织的组成，可能大部分含有铁素体、奥氏体与马氏体，尤其当贝氏体是在连续冷却中形成时。Davenport 与 Bain（1930）深入地研究了此铁素体 - 渗碳体组织，因此，最后以后者的姓名称该组织为贝氏体。

·p.28·

贝氏体的标准形态，类似于珠光体，包含有铁素体与渗碳体。但是，珠光体与贝氏体的转变机制及其结果产物铁素体与渗碳体组织的形态是大为不同。珠光体是由碳原子的扩散及铁原子穿过，确定珠光体球形群体的奥氏体 - 珠光体交界面的短程扩散转移所形成。但是贝氏体形成温度低于珠光体，在此即使短程的铁原子转移也被制止。结果，贝氏体中的铁素体是，通过协作的铁原子剪切机制而生核（Christian 与 Edmonds，1984）。其铁素体形态，类似马氏体中的板条状或片状外观，而不是珠光体与先共析铁素体中的球状或等轴形态。但碳仍有可能扩散，因此，贝氏体中的渗碳体微粒，取决于各种温度有不同的排列，这些渗碳体微粒不像在珠光体中那样的连续，因而导致在金相上给贝氏体所下的定义，为一种非片状排列的铁素体与渗碳体组织（Aaronson，1969）。

·p.29·

在中碳钢中形成有两种铁素体 - 渗碳体的贝氏体，即上下贝氏体（Mehl，1939；Hehemann，1970）。上贝氏体在刚刚低于珠光体形成区之下的温度区间形成，而下贝氏体形成于更低的温度，刚刚高于马氏体开始形成温度的区间。上下贝氏体之间的转变温度是碳含量的函数，如图 1-32 所示（Pickering，1967）。

上贝氏体含有铁素体板条与处于板条之间的较粗的渗碳体微粒。图 1-33 显示 0.5% C - 1.0%Cr - 0.2%Mo 钢 460℃等温转变所形成的上贝氏体。在 460℃未转变为贝氏体的奥氏体，随后冷却至室温转变为马氏体。贝氏体在成组的板条中形成，在原奥氏体晶粒中具有共同的取向。下贝氏体形成有如铁素体片，含有非常细小渗碳体微粒，典型地对片长轴成 60°取向。图 1-34 示出经充分转变为下贝氏体组织的光学显微图。图 1-35 显示一个铁素体片内的细小碳化物的透射电镜显微图。由上贝氏体的粗板条间碳化物，转变为下贝氏体片内细碳化物，是与碳的扩散性随温度降低而降低相一致的。

·p.30·

在含锰与钼的连续冷却钢中，类似贝氏体的显微组织，在先共析铁素体/珠光体与马氏体形成温度之间形成。此时铁素体可能形成针状或板条形态，或可能形成块状或颗

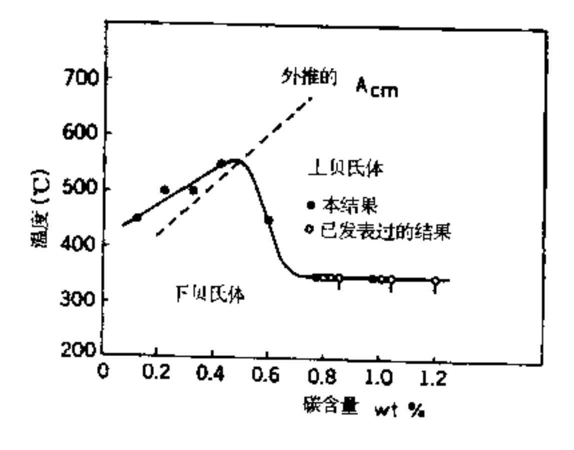


图 1-32 碳含量对上与下贝氏体间转变温度的影响（Pickering，1967）

图 1-33 0.5%C－1.00%Cr－0.2%Mo 钢在 460℃部分转变所形成的上贝氏体，黑色长方块是贝氏体，亮区是马氏体，光学显微图（蒙科罗拉多矿业大学 Florence Jacobs 借用）

粒状。奥氏体与铁素体共存，其中一些奥氏体可能转变为马氏体。这些非标准的贝氏体形态，自 50 年代以来就已被零星地研究过（Irvine 与 Pickering，1957；Habraken 与Economopolous，1967），目前正积极地对其显微组织特性、力学性能与分类进行研究（Araki 等，1989；Thompson 与 Krauss，1990；Bramfit 与 Speer，1990）。

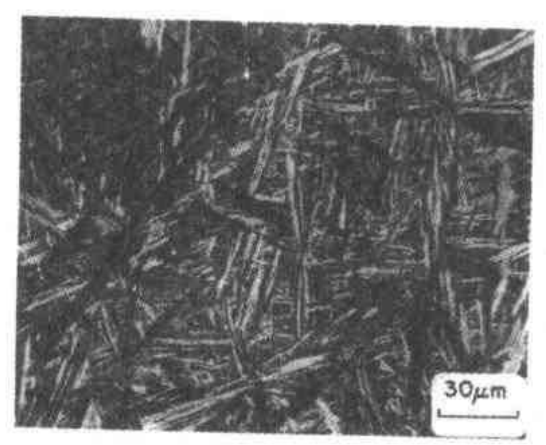


图 1-34 Fe—1.22% C 钢在 300℃等温转变形成的下贝氏体，光学显微图（Brobst 与 Krauss，1974）

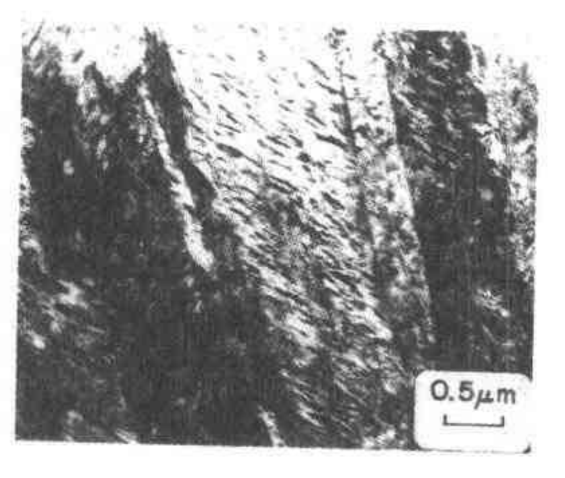


图 1-35 0.4%C 低合金钢在 280℃等温转变形成的下贝氏体透射电镜显微图（Gu 与 Krauss，1986）

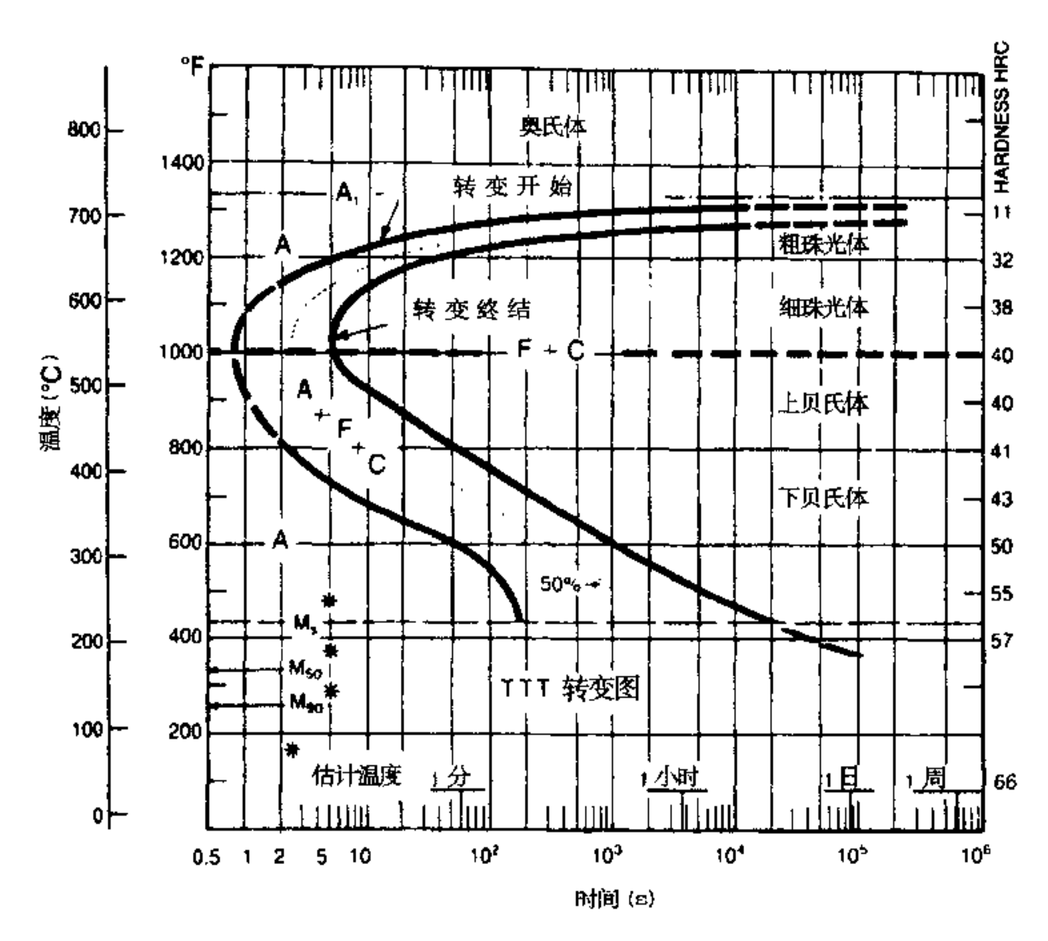
1.4 转变图

前面几节已描述了，奥氏体转变所产生的各种相与显微组织。通过选择热过程的不同条件，如冷却速度或在一恒定的转变温度的不同时间，任何已知钢均可以使其转变成为许多十分不同显微组织中的任何一种。对某一特定钢来说，其奥氏体转变的热过程条件，可在若干类型的时间-温度-转变图中概括出来。等温转变图（TTT）给出了在某一

恒温条件下，奥氏体开始与完成各种显微组织转变所需的时间，而连续冷却转变图(CCT)，则给出作为冷却速度函数的奥氏体转变的进展过程。这些图均由试验测定而得，测试方法采用与奥氏体转变产生体积增加有关的膨胀仪技术，以及观测各种热过程条件所产生的显微组织而得（Eldis，1978）。

·p.31·

图 1-36 显示一碳素共析钢的 TTT 图（ASM，1985）。图中示出了珠光体与贝氏体转变的开始与终结。图中水平虚线标志珠光体与贝氏体形成间的过渡。有一温度叫做 B_s（贝氏体开始转变温度），高于此温度不形成贝氏体。钢中通常所有的合金元素都降低 B_s 温度。用实验公式已把 B_s 温度与钢成分定量地联系在一起（Pickering，1978）。图中也示出，不依赖扩散而进行奥氏体转变显微组织的 M_s，以及对产生不同数量马氏体转变所估计的温度。TTT 图的 C 形状反映了随转变温度的降低，相变驱动力增加而扩散性降低，二者相互平衡，正如前面讨论过的有关珠光体转变的情况。在共析钢中，不形成先共析铁素体或渗碳体，但在亚共析钢与过共析钢的等温转变图中，包含标有奥氏体转变成这些相的动力学区域。



试样经 900℃奥氏体化，奥氏体晶粒度 ASTM6 级

图 1-36　含 0.79%C 与 0.76%Mn 的碳素共析钢等温转变图（ASM，1985，ASM 国际版同意）

作为一个例子，图 1-37 是一种含 0.37%C，0.84%Mn，1.40%Ni 与 0.47%Mo 的合金钢的 CCT 图。图中标出，各种冷却曲线及不同冷却速度所产生的显微组织硬度值。

最硬的显微组织是由马氏体所组成，而强度最低的显微组织是由等轴铁素体与珠光体所组成。该钢的较高合金含量，大大推迟铁素体与珠光体的开始转变温度（见 1.3.3 节与 1.3.4 节）并展现出产生贝氏体冷却条件的显著范围。连续冷却可产生由几种不同成分构成的显微组织，例如图 1-37 中的冷却速度，通过等轴铁素体、珠光体与贝氏体区获得硬度为 DPH242 的显微组织，产生了包括所有这三种组织的显微组织。

·p.32·

图 1-37 所示图的类型属于典型可淬硬中碳钢，在较缓和的冷却速度，如油淬火中可很容易转变为马氏体。与典型的水冷或盐水中淬火的高速冷却相比，中等冷却速度可减少变形，残余应力以及在淬火钢中发生淬裂的可能性(Krauss，1990)(见第 4 章与第 10 章)。

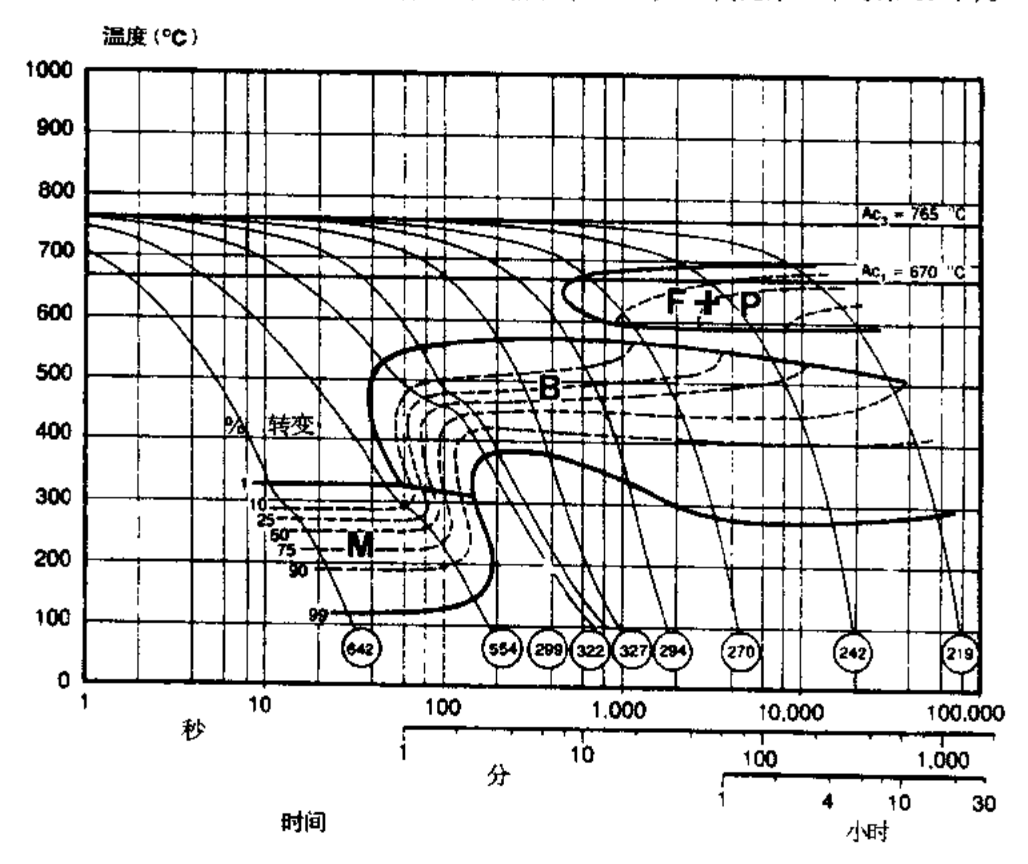


图 1-37 含 0.37%C，0.84%Mn，1.4%Ni 与 0.47%Mo 钢的连续冷却转变图，不同冷却速度所产生显微组织的维氏硬度（DPH）外加圆圈。F，P，B 与 M 各标志铁素体、珠光体、贝氏体与马氏体（Cias，1972）

1.5 钢中的沉淀析出反应

1.5.1 一般考虑

直到此刻大部分已讨论过的显微组织，除了碳过饱和的马氏体回火时，有碳化物沉淀析出外，都直接由奥氏体转变所产生。但是在单相铁素体或奥氏体中，有几种沉淀析出的反应可产生细分布的碳化物、氮化物或碳氮化物。所形成的沉淀物的排列可能是有利的，这可提供一种控制显微组织的方法用以提高力学性能，但它们或许是有害的，使

钢的韧性与成形性受到了限制。

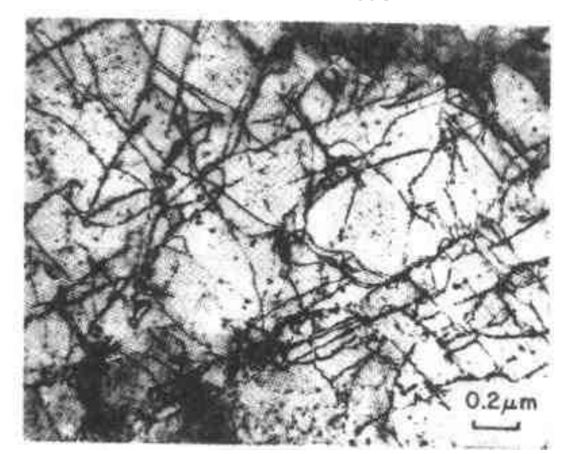


图 1-38　0.05%C-0.9%Mn 钢自 770℃ 淬火，97℃时效 20min 后在位错与基体上的淬火时效细沉淀物，透射电镜显微图（Indacochea，1979）

1.5.2　铁素体中的沉淀析出

·p.33·

图 1-4 指出碳在铁素体中溶解度的变化是温度的函数。如果含铁素体的钢暴露在 A_1 温度附近，此处碳与氮的溶解度高，那么随后快冷至室温时铁素体将被碳所过饱和。由于铁素体中溶有过多的碳，会产生两种时效反应，即应变时效与淬火时效（见第 6 章与第 7 章）。

在应变时效中作为时间的函数，碳偏析在位错应变区钉扎或锁住位错（Cottrell，1953；Leslie，1981）。结果需要更大应力来产生位错以提供塑性变形，钢的延展性降低。在淬火时效中，由于室温时效或过饱和铁素体的低温加热，形成了分离的沉淀质点（Leslie 等，1959；Leslie，1961）。沉淀物大小与密度取决于时效温度。在室温或略高些温度，在位错或不含位错的铁素体区，形成非常细小的质点，如图 1-38。较高温度的时效，产生具有树枝状形态的较粗弥散度的碳化物（图 1-39）。

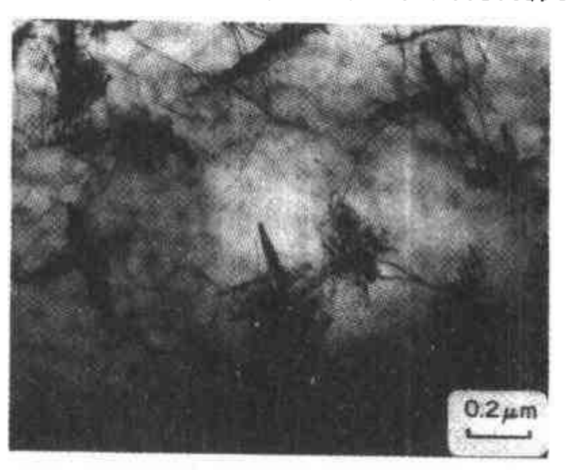


图 1-39　0.05%C-0.9%Mn 钢自 770℃ 淬火，138℃时效 10h 后的粗树枝状形态的淬火时效沉淀物（Indacochea，1979）

在含有大部分铁素体显微组织的低碳薄板钢中，以上两种铁素体时效具有重大的实践上的重要性。由于应变时效提高了强度并恢复了不连续的屈服，会降低成形性并在钢材表面产生讨厌的特征，称为 Luders 带或伸展应变（Leslie，1981）（见第 6 章与第 7 章）。后者特征是由于不均匀塑性变形所产生的结果。在这里局部地区相对于保持不变形的邻近区发生塑性变形。这种现象只发生在屈服的早期，在更高应变时，变形会是连续的，薄钢板的厚度可以均匀减薄。

1.5.3　奥氏体中的沉淀析出

碳在奥氏体中的高溶解度，排除了渗碳体在高温的析出，也是 Fe—C 系统中具有广阔单相奥氏体区的基础。但是，少量元素如铝、铌、钒、钛的加入，与碳及氮反应在奥氏体中产生弥散的细合金碳化物、氮化物或碳氮化物。这些弥散物十分有效地阻止晶界迁移（见第 8 章与第 9 章），因此，可保持细的奥氏体晶粒度，使其转变成具有良好力学性能的细小显微组织。例如当钢用铝脱氧或镇静时，在高奥氏体化温度会保留有若干铝在固溶之中。当奥氏体化温度降低，氮化铝析出并钉扎在奥氏体晶界，限制了晶粒长

大。在可淬硬的中碳钢，此控制晶粒度的方法是十分有效，这时钢经奥氏体化淬火成马氏体。这种用铝镇静的钢，长期以来人所共知地被称为细晶粒钢。

·p.34·

在低碳板钢与薄板钢中，加入少量不及0.1%V，Nb与Ti，在热加工过程中可产生碳化物、氮化物或碳氮化物的沉淀析出（见第5章与第8章）。所沉淀析出的质点，限制了奥氏体晶粒长大或阻止奥氏体再结晶，结果使奥氏体转变为细晶粒铁素体，比未加合金元素时具有高得多的强度与韧性。由于只需加入少量合金元素，此方法叫做微合金化，这种藉联合细化晶粒与沉淀析出而强化的低碳钢称为高强度低合金钢（见第8章）。

与微合金化有关的沉淀析出反应可写如下（Turkdogan，1989）：

$$\underline{X} + n\underline{Y} = XY_n \tag{1-6}$$

式中，XY_n是奥氏体中析出的某特定组织与成分的化合物，X代表元素如铝、硼、铌、钛与钒，而Y代表间隙元素碳与氮。X与Y的下部划线表明溶于奥氏体中的元素，通常n等于1，例如在氮化铝（AlN）形成中

$$\underline{\mathrm{Al}} + \underline{\mathrm{N}} = \mathrm{AlN} \tag{1-7}$$

平衡常数K或溶解度积对某一反应可表达如下：

$$K = [X][Y]^n \tag{1-8}$$

·p.35·

式中，$[X]$与$[Y]$是元素X与Y溶于奥氏体中的重量百分数。任何时候，只要这些元素的浓度积超过该常数，就要发生沉淀析出。溶度积与温度的依赖关系用以下关系式来表达：

$$\log[X][Y] = -\frac{A}{T} + B \tag{1-9}$$

式中，A与B是常数，可用自由能数据来估算或用实验来测定，T是开氏绝对温标。表1-2列出，经目前重新评定的各种溶质元素的溶度积及其在奥氏体中对温度的依赖关系。图1-40绘出了这些关系（Turkdogan，1989）。

对所有元素在奥氏体温度区的高温处，溶解度高且随温度的降低而降低，但是各元素之间大有不同，这些不同常被用于设计微合金钢。例如在高温时，与氮及钒化合物有关的溶度积比TiN的溶度积高得多。因此，加入少量钒与铌可在高温热轧时，充分溶解于奥氏体中，而当低温终轧或奥氏体转变为铁素体时，可如下所述能有效地发生沉淀。与此相比较，在所有温度形成的TiN溶度积非常小，即使在高奥氏体化温度，且只加入极少量钛都会产生TiN沉淀。因此，小心控制钛的加入，有可能形成细小弥散的TiN质点，以供控制在高温锻造或轧制时的晶粒度（Korchynsky与Paules，1989）。

·p.36·

正在增加用铌微合金化的钢，在热轧终轧温度时，有碳氮化铌沉淀在变形奥氏体的位错亚结构上（Hansen等，1980）。此细小沉淀物可阻止奥氏体再结晶，结果使冷却时铁素体在变形的奥氏体紧密间距的晶界上生核。长大受限制的铁素体产生一种具有非常细小铁素体晶粒的转变显微组织。图1-41显示铌的碳氮化物质点，在0.4%C－0.15%V－0.041%Nb钢变形组织中形成的例子（Thompson与Krauss，1989）。

热加工与微合金化联合控制显微组织被称为热机械工艺（见第5章与第8章），或

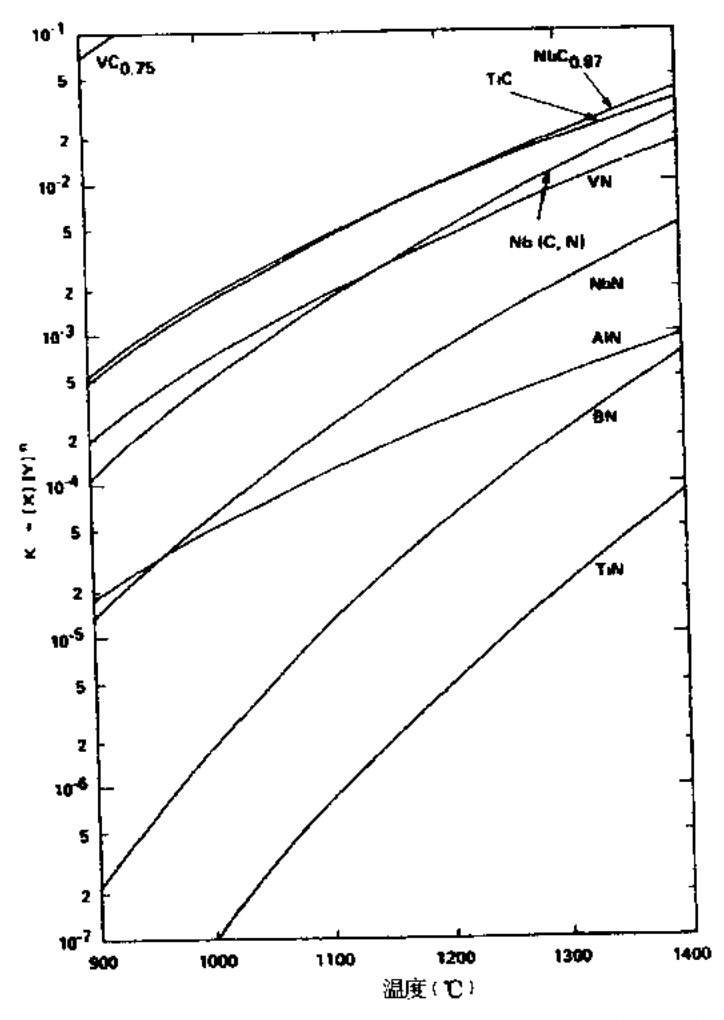


图 1-40　成为温度函数的奥氏体中各种碳化物、氮化物与碳氮化物的平衡溶度积 (Turkdogan, 1989)

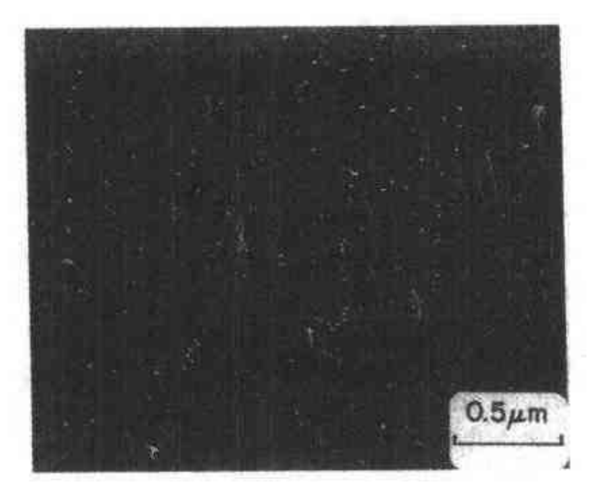


图 1-41　在 0.4%C－0.04%Nb－0.15%V 钢奥氏体变形亚结构上沉淀的富 Nb (NbV)(C, N) 质点 (Thompson 与 Krauss, 1989)，透射电镜暗场显微图

用于扁平轧材生产时叫做控轧（De Ardo 等，1982；Tamura 等，1988）。此工艺首先应用于板钢与薄板钢，现在也正应用于棒材与锻材的生产（Krauss 与 Banerji，1987）（见第 9 章）。

表 1-2　奥氏体中氮化物，碳化物与碳氮化物的溶度积（K_γ）与温度的关系（Turkdogan，1989）

Solubility product	$\log K_\gamma$
[%Al] [%N]	$-\frac{6770}{T}+1.03$
[%B] [%N]	$-\frac{13970}{T}+5.24$
[%Nb] [%N]	$-\frac{10150}{T}+3.79$
[%Nb] [%C]$^{0.87}$	$-\frac{7020}{T}+2.81$
[%Nb] [%C]$^{0.7}$ [%N]$^{0.2}$	$-\frac{9450}{T}+4.12$
[%Ti] [%N]	$-\frac{15790}{T}+5.40$
[%Ti] [%C]	$-\frac{7000}{T}+2.75$
[%V] [%N]	$-\frac{7700}{T}+2.86$
[%V] [%C]$^{0.75}$	$-\frac{6560}{T}+4.45$

·p.37·

微合金钢中奥氏体转变时，发生一种特殊类型的沉淀析出。细小合金碳氮化物，在奥氏体－铁素体交界面形成这种转变叫做相间沉淀析出（Honeycombe，1984）。质点在奥氏体与铁素体之间的共格二维的交界面上形成，而铁素体的长大是通过阶层或突出物来完成的，如图 1-42 所示。当奥氏体完全转变时，成排或二维排列的细质点埋存在铁素体基体中。图 1-43 显示 0.2%C－0.15%V－0.04%Nb 钢中相间沉淀的一个例子。往一

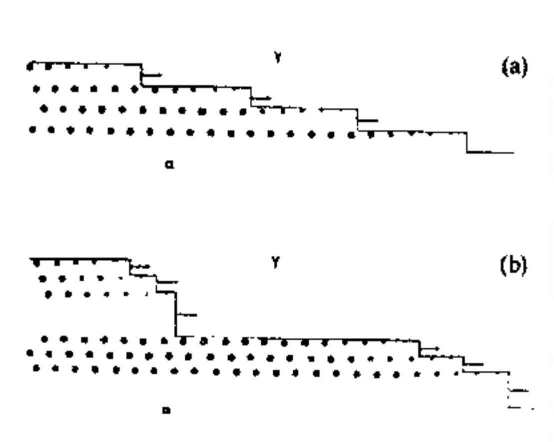


图 1-42　具有（a）均匀阶层，（b）不规则阶层，相间沉淀示意图（Honeycombe，1984）

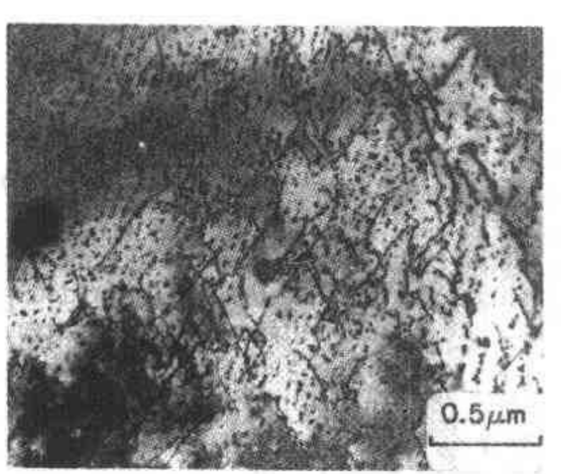


图 1-43　0.2%C－0.15%V－0.4%Nb 钢的相间沉淀，箭头指向在较高奥氏体化温度形成的粗沉淀微粒。透射电镜显微图（Thompson 与 Krauss，1989）

种钢中加入两种沉淀析出温度区间不同的微合金化元素，可能起两种十分不同的作用。例如，如前所述，铌可产生控制晶粒度的 Nb（C，N）质点，而钒可能产生相间质点 V（C，N）以提高强度。

1.6 简要总结

本章叙述了在 Fe—C 合金与低合金钢中产生的相转变与显微组织。显微组织确立了各种性能，使钢能满足各种广泛的用途。有关各种类型钢的工艺、合金化、显微组织与性能间的关系将在本书的以下各章详细叙述。

1.7 感　　谢

我感谢科罗拉多矿冶大学 Mimi Martin 与 Scott Diets 在准备本章时所给予的帮助。

1.8 参考文献

Aaronson, H. I. (1962), in: *Decomposition of Austenite by Diffusional Process*; Zackay, V. F., Aaronson, H. I. (Eds.) New York: Interscience, pp. 387—548.

Aaronson, H. I. (1969), in: *Mechanism of Phase Transformation in Crystalline Solids*. London: Institute of Metals, p. 270.

Aaronson, H. I., Laird, C, Kinsman, K. R. (1970), in: *Phase Transformations*. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, pp. 313—396.

Alexander, D. J., Bernstein, I. M. (1984), in: *Phase Transformations in Ferrous Alloys*; Marder, A. R., Goldstein, J. I. (Eds.). Warrendale, PA: TMSAIME, pp. 243—258.

American Society for Metals (1973), *Metals Handbook*, Vol. 8. 8th ed., Metals Park, Ohio.

American Society for Metals (1985), *Metals Handbook*; Desk Edition: Boyer, H. E., Gall, T. L. (Eds.). Metals Park, Ohio.

Ando, T., Krauss, G. (1981a), *Metall. Trans*. 12*A*, 1283.

Ando, T., Krauss, G. (1981b), *Acta Metall*. 29, 351.

Ando, T., Krauss, G. (1983), *Metall. Trans*. 14*A*. 1261.

Andrews, K. W. (1965), *J. Iron and Steel Institute* 203, 721.

Apple, C. A., Caron, R. N., Krauss, G. (1974), *Metall. Trans*. 5, 593.

Araki, T., Shibata, K., Enomoto, M. (1989), *ICOMAT* 89, Australia: Trans Tech Publications, pp. 275—280.

Bain, E. C., Paxton, H. W. (1966), *Alloying Elements in Steel*, 3rd ed. Metals Park, OH: American Society of Metals.

Balliett. T. A., Krauss, G. (1976), *Metall. Trans*. 7 *A*. 81.

Barnard, S. I., Smitth, G. D. W., Garratt - Reed, A. J., Vander Sande, J. B. (1982). in: *Solid - Solid Phase Transformations*; Aaronson, H. I., Laughlin. D. E., Sekerka, R. F., Wayman, C. M. (Eds.). Warrendale, PA; TMS - AIME pp. 881—885.

Barrett, C. S., Massalski, T. B. (1966), *Structure of Metals*. 3rd ed. New York: McGraw - Hill Book Company.

Bilby, B. A. Christian, J. W. (1961). *J. Iron and Steel Institute* 197, 122.

Bowles, J. S., MacKenzie, J. K. (1954), *Acta Metall*. 2, 129, 138, 224.

Bramfitt, B. L., Speer. J. G. (1990). *Metall. Trans*. 21*A*. 817—829.

Brobst, R. P. Krauss., G. (1974), *Metall Trans*. 5, 457.

Cahn, J. W., Hagel, W. C. (1962), in: *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*; Zackay, V. F., Aaronson.

H. I. (Eds). New York: Interscience, pp. 131—196.
Caron, R. N., Krauss, G. (1972), *Metall Trans*. 3, 2381.
Christian, J. W. (1970), in: *Martensite Fundamentals and Technology*: Petty, E. R. (Ed.). London: Longman. pp. 11—42.
Christian., J. W., Edmonds, D. V. (1984), in: *Phase Transformations in Ferrous Alloys*: Marder, A. R., Goldstein, J. I. (Eds.). Warrendale. PA: TMS-AIME, pp. 293—326.
Cias, W. W. (1972), *Phase Transformation Kinetics and Hardenability of Medium-Carbon Alloy Steels*. Greenwich. CT: Climax Molybdenum Company.
Coates, D. E. (1973), *Metall. Trans*. 4, 2313.
Cohen, M (1962), *Trans. TMS-AIME* 224, 638.
Cohen, M. (1987), in: *Martensitic Transformations*. Sendai (Japan): The Japan Institute of Metals, pp. 16—21.
Cottrell, A. H. (1953), *Dislocations and Plastic Flow in Crystals*, Oxford: At the Clarendon Press.
Cullity, B. D. (1978), *Elements of X-Ray Diffraction*. 2nd ed. Reading. MA: Addison-Wesley.
Davenport, E. S., Bain, E. C. (1930), *Trans. TMS-AIME* 90, 117.
DeArdo, A. J., Ratz, G. A., Wray, P. J. (Eds.) (1982), *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*, Warrendale. PA: TMS-AIME.
Doane, D. V., Kirkaldy, J. S., (Eds.) (1978), *Hardenability Concepts with Applications to Steel*. Warrendale. PA: TMS-AIME.
Eldis, G. T. (1978), in: *Hardenability Concepts with Applications to Steel*: Doane, D. V., Kirkaldy, J. S. (Eds.). Warrendale. PA: TMS－AIME, pp. 126—153.
Gilmour, J. B., Purdy, G. R., Kirkaldy, J. S. (1972), *Metall. Trans*. 3, 3213.
Grange, R. A., Hribral, C. R., Porter, L. F. (1977), *Metall. Trans*. 8*A*, 1775.
Greninger, A. B., Troiano, A. R. (1940), *Trans. TMS－AIME* 140, 307.
Greninger, A. B., Troiano, A. R. (1949), *Trans. TMS－AIME* 185, 590.
Gu, B., Krauss, G. (1986), *J. of Heat Treating* 4, 365.
Guttman, M., (1976), *Metal Science* 10, 337.
Guttman, M., Dumoulin, P., Wayman, M. (1982), *Metall. Trans*. 13*A*, 1693.
Habraken, L. J., Economopoulos, M. (1967), in: *Transformation and Hardenability in Steels*. Ann Arbor. MI: Climax Molybdenum Company of Michigan, pp. 69—107.
Hansen, S. S., Vander Sande, J. B., Cohen, M. (1980), *Metall Trans*. 11*A*, 387.
Hehemann, R. F. (1970), in: Phase Transformations. Metals Park, OH: ASM, pp. 397—432.
Hillert, M. (1957), *Jerkont. Ann*. 141, 757.
Hillert, M. (1962), in: *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*: Zackay, V. F., Aaronson. H. I. (Eds.). New York: Interscience, pp. 197—247.
Hirotsu, Y., Nagakura, S. (1972), *Acta Metall*. 20, 645.
Hirotsu, Y., Nagakura. S. (1974), *Trans. JIM* 15, 129.
Hobbs, R. M., Lorimer, G. W., Ridley, N. (1972), *J. Iron and Steel Institute* 210, 757.
Honeycombe, R. W. K. (1976), *Metall. Trans*, 7 *A*. 915.
Honeycombe, R. W. K. (1981), *Steels-Microstructure and Properties*. London: Edward Arnold (Publishers) Ltd.
Honeycombe, R. W. K. (1984), in: *Phase Transformations in Ferrous Alloys*: Marder, A. R., Goldstein J. I. (Eds.). Warrendale, PA: TMS－AIME, pp. 259—280.
Hurd, C. M. (1975), *Electrons in Metals*. New York John Wiley and Sons.
Indachochea, J. E. (1979), *Dual-Phase Behavior and Aging of a Renitrogenized Steel*, M. S. Thesis, Colorado School of Mines.
Irvine, K. J., Pickering, F. B. (1957), *J. Iron and Steel Institute* 187, 292.
Jack, K. H. (1951), *J. Iron and Steel Institute* 169, 26.

Jack, T. H., Jack, K. N. (1973), *Mater. Sci. and Engineering* 11, 1.

Jackson, K. A., Hunt, J. D. (1966), *Trans. TMS – AIME* 236, 1129.

Johnson, W. A., Mehl, R. F. (1939), *Trans. TMS – AIME* 135, 416.

Kinsman, K. R., Aaronson, H. I. (1967), in: *Transformation and Hardenability in Steels*, Ann Arbor, MI: Climax Molybdenum Co., pp. 39—55.

Kirkaldy, J. S., Thompson, B. A., Baganis, E. A. (1978), in: *Hardenability Concepts with Applications to Steel*: Doane. D. V., Kirkaldy, J. S. (Eds.). Warrendale, PA: TMS – AIME. pp. 82—125.

Koistinen, D. P., Marburger, R. E. (1959), *Acta Metall*. 7, 59.

Korchynsky, M., Paules, J. R. (1989), *SAE Technical Paper No*. 89081. Warrendale, PA: (SAE).

Krauss, G. Pitsch, W. (1965), *Trans*. TMS-AIME 233, 919.

Krauss, G. Marder, A. R. (1971), *Metall. Trans*. 2, 2343.

Krauss, G. (Ed.) (1984a), *Deformation, Processing and Structure*, Metals Park. OH: American Society for Metals.

Krauss, G. (1984b), in: *Phase Transformations in Ferrous Alloys*: Marder, A. R., Goldstein, J. I. (Eds)., Warrendale. PA: TMS-AIME, pp. 101—123.

Krauss, G. Banerji. S. K. (Eds.) (1978), *Fundamentals of Microalloying Forging Styeels*. Warrendale. PA: TMS – AIME.

Krauss, G. (1990), *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*. Materials Park: ASM International.

Lement, B. S., Averbach, B. L., Cohen, M. (1954), *Trans. ASM* 46, 851.

Leslie, W. C., Fisher, R. M., Sen, M. (1959), *Acta Metall*, 7, 632.

Leslie, W. C., (1961), *Acta Metall*, 9, 1004.

Leslie, W. C., (1981), *The Physical Metallurgy of Steels*. New York: McGraw – Hill Book Company.

Ma, C – B., Ando, T., Williamson, D. L., Krauss, G. (1983), *Metall. Trans*. 14 *A*, 1033.

Marder, A. R., Krauss. G. (1967), *Trans. ASM* 60, 651.

Materkowski, J. P., Krauss. G. (1979), *Metall. Trans*. 10*A*, 1643.

McMahon, C. J. Jr. (1968), in: *Temper Embrittlement in Steel*. STP407, Philadelphia: ASTM, pp. 127—167.

Mehl, R. F. (1939), in: *Hardenability of Alloy Steels*. Metal Park: ASM, p. 1.

Mehl, R. F., Dube. A. (1951). in: *Phase Transformations in Solids*. New York: John Wiley and Sons. p. 545.

Mehl. R. F., Hagel, W. C. (1956), in: *Progress in Metal Physics*: Chalmers, B., King, R. (Eds.), 6. New York; Pergamon Press, pp, 74—134.

Nagakura, S., Hirotsu, Y., Kusunoki, M., Suzuki, T., Nakamura, Y. (1983), *Metall. Trans*. 14*A*. 1025.

Ohmori, Y. (1972), *Trans. JIM* 13, 119.

Olson, G. B., Cohen, M. (1976), *Metall. Trans*. 7 *A*, Part I, 1897, Part II, 1905, Part III, 1915.

Park, Y – J., Bernstein, I. M. (1978), in: *Rail Steels: Developments. Processing and Use*: Stone, D. H., Knupp, G. G. (Eds.). STP 644, Philadelphia: ASTM, pp. 287—302.

Pati, S. R., Cohen, M. (1969). *Acta Metall*. 17, 189.

Peckner, D., Bernstein, I. M. (Eds.) (1977), *Handbook of Stainless Steels*. New York: McGraw – Hill Book Company.

Pickering, F. B. (1967), in: *Transformation and Hardenability in Steels*. Ann Arbor, MI: Climax Molybdenum Company, pp, 109—129.

Pickering, F. B. (1978), *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, London: Applied Science Publishers.

Pradhan, R. (Ed.) (1990). *Metallurgy of Vacuum Degassed Steel Products*. *Warrendale*, PA: The Minerals. Metals and Materials Society.

Raghavan, V., Cohen. M. (1971), *Metall. Trans*. 2, 2409.

Reynolds, W. T., Enomoto, M., Aaronson, H. I. (1984), in: *Phase Transformation in Ferrous Alloys*: Marder, A. R., Goldstein, J. I. (Eds.). Warrendale. PA: TMS – AIME, pp, 155—200.

Ridley, N. (1982), in: *Solid – Solid Phase Transformations*: Aaronson, H. I., Laughlin, D. E., Sekerka, R. F., Wayman, C. M. (Eds.). Warrendale, PA: TMS – AIME. pp, 807—811.

Ridley, N. (1984), in: *Phase Transformation in Ferrous Alloys*: Marder, A. R., Goldstein, J. I. (Eds.). Warrendale, PA: TMS－AIME, pp, 201—236.

Roberts, G. A., Cary, R. A. (1980), *Tool Steels*, 4th ed., Metals Park, Ohio: American Society for Metals.

Roberts, C. S., Averbach. B. L., Cohen. M. (1953), *Trans. ASM* 45, 576.

Speich, G. R., Schwoeble, A J., Leslie, W. C. (1972), *Metall. Trans*. 3, 2031.

Sundquist, B. E. (1968), *Acta Metall*. 16, 1413.

Tamura, I., Ouchi, C., Tanaka, T., Sekine, H. (1988). *Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels*, London: Butterworths.

Thomas, G. (1978), *Metall Trans*, *9A*, 439.

Thompson, S. W., Howell, P. R. (1988), *Scripta Metall*. 22, 1775.

Thompson, S. W., Krauss, G. (1989), *Metall*, *Trans*. *20A*, 2279.

Thompson, S. W., Krause, G. (1990), in: *Proceedings of* 1989 *Mechanical Working and Steel Processing Conference*. Warrendale. PA: ISS－AIME.

Toth, L. E. (1971), *Transition Metal Carbides and Nitrides*, New York: Academic Press.

Turkdogan, E. T. (1989), *Iron and Steelmaker* 16, 61.

Uhrenius, G. (1978), in: *Hardenability Concepts with Applications to Steel*: Doane, D. V., Kirkaldy. J. S. (Eds.). Warrendale, PA: TMS－AIME, pp, 28—81.

Vander Voort, G. F. (1984), *Metallography*: *Principles and Practice* , New York: McGraw－Hill Book Company.

Wayman, C. M. (1964), *Introduction to the Crystallography of Martensite Transformations*, New York: MacMillan.

Wechsler, M. S., Lieberman. D. S., Read. T. A. (1953), *Trans*. TMS-AIME 197, 1503.

Werner, F. E., Averbach, B. L., Cohen. M. (1957), *Trans. ASM* 49, 823.

Williams, P. R., Miller, M. K., Smith, G. D. W. (1982), in: *Solid－Solid Phase Transformations*: Aaronson, H. I., Laughlin, D. E., Sekerka. R. F., Wayman. C. M. (Eds.) Warrendale. PA: TMS－AIME. pp, 813—817.

Williamson, D. L., Nakazawa, K., Krauss, G. (1979), *Metall. Trans*. *10A*, p, 1351.

Williamson, D. L., Shupmann, R. G., Materkowski. J. P., Krauss. G. (1979), *Metall. Trans*. *10A*, 279.

Wilshynsky, D. O., Matlock, D. K., Krauss. G. (1990), in: *Metallurgy of Vacuum Degassed Steel Products*. Pradhan, R. (Ed.). Warrendale, PA: The Minerals, Metals, and Materials Society. pp, 247—261.

Zener, C. (1946), *Trans*. TMS－AIME 167, 550.

Zia－Ebrahimi, F., Krauss, G. (1984), *Acta Metall*. 32, 1767.

一般读物

Aaronson, H. I. (1962), in: *Decomposition of Austenite by Diffusional Process*: Zackay, V. F., Aaronson, H. I. (Eds.). New York: Interscience, pp, 387—548.

Aaronson, H. I. (1969), in: *Mechanism of Phase Transformation in Crystalline Solids*. London: Institute of Metals. p, 270.

Bain, E. C., Paxton, H. W. (1966), *Alloying Elements in Steel*, 3rd ed. Metals Park, OH: American Society of Metals.

Cahn, J. W., Hagel, W. C. (1962), in: *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*: Zackay, V. F., Aaronson. H. I. (Eds.). New York: Interscience, pp. 131—196.

Christian, J. W. (1970), in: *Martensite Fundamentals and Technology*: Petty, E. R. (Ed.). London: Longman, pp, 11—42.

Christian, J. W., Edmonds, D. V. (1984), in: *Phase Transformations in Ferrous Alloys*: Marder, A. R., Goldstein, J. I. (Eds.). Warrendale, PA: TMS－AIME. pp, 293—326.

Cohen, M. (1987), in: *Martensitic Transformations*. Sendai (Japan): The Japan Institute of Metals. pp. 16—21.

Davenport, E. S., Bain, E. C. (1930), *Trans*. TMS-AIME 90, 117.

Doane, D. V., Kirkaldy, J. S. (Eds.) (1978), *Hardenability Concepts with Applications to Steel*. Warrendale, PA: TMS－AIME.

Habraken, L. J., Economopoulos, M. (1967), in: *Transformation and Hardenability in Steels*. Ann Arbor. MI: Climax Molybdenum Company of Michigan, pp, 69—107.

Hehemann, R. F. (1970), in: *Phase Transformations*. Metals Park, OH: ASM, pp, 397—432.

Honeycombe, R. W. K. (1981), *Steels - Microstructure and Properties*. London: Edward Arnold (Publishers) Ltd.

Honeycombe, R. W. K. (1984), in: *Phase Transformations in Ferrous Alloys*: Marder, A. R., Goldstein, J. I. (Eds.). Warrendale, PA: TMS - AIME, pp, 259—280.

Johnson, W. A., Mehl. R. F. (1939), *Trans*. TMS-AIME 135, 416.

Krauss, G. (1990), *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*. Materials. Park: ASM International.

Leslie, W. C. (1981), *The Physical Metallurgy of Steels*, New York: McGraw—Hill Book Company.

Mehl, R. F. (1939), in: *Hardenability of Alloy Steels*, Metal Park: ASM, p, 1.

Mehl, R. F., Hagel. W. C. (1956), in: *Progress in Metal Physics*: Chalmers. B., King, R. (Eds.). 6. New York: Pergamon Press, pp, 74—134.

Pickering, F. B. (1967), in: *Transformation and Hardenability in Steels*. Ann Arbor, MI: Climax Molybdenum Company, pp, 109—129.

Pickering, F. B. (1978), *Physical Metallurgy and the Design of Steels* London: Applied Science Publishers.

Tamura, I., Ouchi, C., Tanaka, T., Sekine, H. (1988), *Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels* London: Butterworths.

Wayman, C. M. (1964), *Introduction to the Crystallography of Martensite Transformations*. New York: MacMillan.

2 钢的组织-性能关系

F.Brian Pickering

Emeritus Professor, Sheffield City Polytechnic, Sheffield, U.K.

（王世章 译）

目录

符号与缩语表

A	匿溶强化系数
Ar_1	冷却过程奥氏体转变完成的温度
b	位错的柏格斯（Burgers）矢量
B	沉淀强化系数
B_{50}	形成 50%贝氏体的温度
C_v	夏比（Charpy）V 缺口冲击平台能值
d	基体晶粒直径（通常为平均值，取 $\overline{d}$）
d_L	贝氏体铁素体晶粒尺寸的平均线截距
D	原奥氏体晶粒度或碳化物质点直径
D_P	珠光体稀释因子
f	沉淀物体积分数
f_{MA}	MA 成分的体积分数
f_P	珠光体质量分数
f_α	铁素体质量分数
k_y	位错锁住项
K_{IC}	断裂韧性参数
L	MA 质点间的平均面-面距离
M_d	在变形条件下开始形成马氏体的温度
M_s	马氏体开始形成温度
n	显微组织中每单位平面碳化物质点数

n　加工硬化指数

N　ASTM 晶粒度级别号

p　珠光体群体尺寸

P　织构参数

$\bar{r}$　塑性应变比值

S　珠光体片间距

S_{opt}　最适度的珠光体片间距

t　珠光体片厚度或晶界碳化物厚度或退火孪晶间距

T　延-脆转折温度

x　沉淀质点的平均截取直径

δ　δ铁素体体积分数

ε　应变值

ε_t　真厚度应变

ε_u　最大均匀应变

ε_w　真宽度应变

ε_T　断裂真应变

ρ　位错密度

λ　碳化物间距或 MA 质点尺寸

μ　剪切模数

$d\sigma/d\varepsilon$ 加工硬化速率

σ_b　低角度板条晶界强化

σ_d　位错强化

σ_f　流变应力

σ_{fr}　断裂应力

σ_i　摩擦应力

σ_{MA}　MA 成分引起的强化

σ_p　沉淀强化

σ_{pe}　珠光体的屈服应力

σ_s　固溶强化

σ_{ss}　亚结构或亚晶粒度强化

σ_t　晶体学织构强化参数

σ_y　屈服应力

σ_α　铁素体屈服应力

COD　裂纹顶端张开位移

DBTT　延-脆转折温度

HRC　洛氏硬度（C 级）

HV　维氏硬度

MA　马氏体-奥氏体组成物

LDR　极限拉伸比值

·p.45·

2.1 引　　言

本卷第1章已叙述了在钢中能够产生的显微组织类型及它们的起源。如所指明，显微组织不仅是取决于所存在的平衡或非平衡的相，甚至也不取决于这些相的大容积性能，虽然它们可能具有重大的作用。更确切地说，一种显微组织的最重要特征是，基体晶粒尺寸及所存在相的质点尺寸与分布。对某些材料，基体的结晶学织构也具有重要意义，参见本卷第6章与第7章。显微组织之所以十分重要，是因为它控制与决定了钢的力学性能，后者又转过来决定该钢能否用作商业上的某些工程材料。

过去30—40年中钢铁物理冶金的最重要发展之一是把显微组织定量地与力学性能联系在一起的一套方法（Gladman与Pickering，1963）。这种对控制钢性能的近似了解是，基于多年来对每个影响强度、延展性与韧性，以及许多性能的机制进行了大量艰苦研究工作的结果。可以举出三个典型实例，即基体晶粒度对铁素体屈服强度（Hall，1951；Petch，1953）及对铁素体断裂转折温度（Cracknell与Petch，1955）的影响；珠光体片间距对其强度（Gensamer等，1942）的影响；以及铁素体的固溶强化（Austin，1943）。

已被定量地与显微组织联系在一起的最普通性能有屈服应力 σ_y、流变应力 σ_f、断裂应力 σ_{fr}、在某一应变值 ε 的加工硬化速率 $d\sigma/d\varepsilon$、“n”值、$\bar{r}$ 值、最大均匀应变 ε_u、断裂真应变 ε_T、延-脆转折温度和夏比平台能 C_V。对不同性能与显微组织的可用数据范围变动很大，虽然很多采用实验的多种线性回归关系式，所采用的各种参数的函数是，建立在较可靠的物理冶金原理上。对屈服应力 σ_y，已发表的许多关系式为如下类型：

$$\sigma_y = \sigma_i + \sigma_s + \sigma_p + \sigma_d + \sigma_{ss} + \overline{\sigma_i} + k_y d^{-1/2} \tag{2-1}$$

式中，σ_i 是抵制位错运动的摩擦应力，σ_s 是固溶强化，σ_p 是沉淀强化，σ_d 是‘林立’位错强化，σ_{ss}是亚结构或亚晶粒度强化，σ_t 是晶体学织构强化参数，k_y 是与打开位错或激活位错源的难度有关的常数，有时叫做位错锁闭项，d 是基体晶粒直径（或是它的一个线性函数）。

通常很多强化项目省略掉，因此 σ_i 包含有各种的强化作用。但关系式（2-1）意指所有强化机制是可叠加的，这是一种简化的假定（Gladman与Pickering，1983）。也应指出函数 $d^{-1/2}$是个重要的基本数，可与大量数据相符合，常可自指数0.25至1.0之间获得统计上同等重要的结果，指数的范围可能只是反映了Hall-Petch关系式所赖以建立的现象学模型的不确定性。

·p.46·

类似形式的关系式常用于描述延-脆转折温度（DBTT）

$$T = T_o - Kd^{-1/2} \tag{2-2}$$

式中，T_o 与 K 是常数，T_o 是 σ_s，σ_p，σ_d 与 σ_t 的函数。

Gladman 与 Pickering (1983) 曾对关系式 (2-1) 与 (2-2) 作些解释。

即使到今天，仍只有很少一些有关断裂韧性参数 K_{IC}的系统数据及其与显微组织的定量关系，这可能不太足以为奇，因为 K_{IC}值取决于断裂的类型，即延性、脆性解理或各种晶间断裂形式，因而能有极大的差别。K_{IC}并不是一种普遍的材料参数，延性断裂的 K_{IC}大部分由第二相质点所控制，而解理断裂 K_{IC}更多依赖于晶粒度。须强调的是，在钢的所有有效强化机制中，只有细化晶粒可能同时提高强度与韧性（即降低 DBTT)。

本章中将出示有关显微组织各参数间的定量关系，包括固溶对以下力学性能的影响：

(a) 屈服应力或 0.2%条件应力 (σ_y)；

(b) 某一定应变值的流变应力 (σ_f)；

(c) 断裂应力 (σ_{fr})；

(d) 在一定应变值的加工硬化速率 ($d\sigma/d\varepsilon$) 与 "n" 值；

(e) 适当的 $\bar{r}$ 值；

(f) 最大的均匀真应变 (ε_u)；

(g) 断裂真应变 (ε_T)；

(h) 延-脆转折温度 (T)；

(i) 上夏比平台能 (C_V)。

将进行讨论有关以下普通显微组织或钢的这些关系：

(i) 含~20%以下珠光体(或高碳贝氏体)的多边形铁素体,或如出现在高强度低合金钢的球化碳化物(见第 5 章与第 8 章),或易成形的软钢(见第 7 章)。这类显微组织也在许多低碳低合金钢中出现,它们通常采用正火或退火、热处理(见第 4 章与第 6 章)。

(ii) 含高于~20%珠光体组织，一直到供棒材、条材钢轨与锻件用的中高碳钢中，所发生的全珠光体组织（见第 9 章)。

(iii) 结构钢中的针状铁素体与贝氏体（见第 5 章与第 8 章)。

(iv) 淬火与回火工程用钢（见第 10 章）与工具钢（见第 13 章）的基础组织马氏体。

(v) 回火马氏体或贝氏体（见第 10 章与第 13 章)。

(vi) 双相钢，如出现在双相易成形钢（见第 7 章)。

(vii) 铁素体不锈钢（见第 12 章)。

(viii) 奥氏体不锈钢（见第 12 章)。

除非另有指明，所有温度单位均为℃，应力单位均为 MPa，标准夏比试样断裂时吸收的冲击能量单位均为 J，长度单位均为 mm。

2.2 多边形铁素体显微组织

·p.47·

对这类显微组织的组织－性能关系，已发表有若干广泛的评述（Morrison，1976；Gladman 等，1977；Pickering，1971，1977，1978a，b；Gladman 与 Pickering，1983)。

2.2.1 屈服应力 (σ_y)

许多关系指明，体积分数小于 0.2 的珠光体对 σ_y 并不影响，但有些关系式指出，对珠光体有影响（Preston，1983）。珠光体可能显示碳含量及其对降低转变温度与降低晶粒度的影响，但也有人认为珠光体可能影响 k_y 达 11%之多。典型关系式为

$$\sigma_y = 88 + 37\ (\text{wt\%Mn}) + 83\ (\text{wt\%Si}) + 2918\ (\text{wt\%N}_{\text{自由}}) + 15.1d^{-1/2} \tag{2-3}$$

关系式（2-3）中的摩擦应力 σ_i 与空冷试样有关，此处可能溶有一些碳或存在有细小沉淀的碳化物，但对炉冷材料此处不固溶有碳，而且若有任何碳化物也是粗大及过时效的，此时 σ_i 降至 62MPa。k_y 值由 14MPa·mm$^{-1/2}$（Hutchinson，1963）变化到 23MPa·mm$^{-1/2}$（Cracknell 与 Petch，1955），但通常所引用的数值多为 15—18MPa·mm$^{-1/2}$。

固溶强化常与原子浓度的平方根有关联，但对低浓度来说，固溶强化对合金元素的重量%成接近线性的依赖关系，即 $\sigma_s = A$（合金元素重量%）。表 2-1 示出许多合金元素对系数 A 的影响，A 值随溶剂与溶质间原子尺寸的差异的增加而增加（Gladman 与 Pickering，1963；Holmes 与 Dyson，1970）。

表 2-1 各种元素对铁素体固溶强化系数的影响

元素	合金元素每 wt%的 A（MPa）
Mn	37
Si	83
Ni	33
Cr	-30
P	680
Cu	38
Mo	11
Sn	120
C 与 N	5000

回复过程所产生的亚晶粒对屈服应力有重要的影响，譬如在铁素区进行控轧所产生的结果（McCutcheon 与 Jamieson，1973）。当不存在“林立”位错时，亚晶粒代替位错的强化作用。亚晶粒强化，也可由使用亚晶粒直径的一种 Hall-Petch 类型的关系来描述。有些情况下，可观察到回复与再结晶的混合晶粒。由于所有晶界对位错运动都起有障碍的作用，屈服应力可以用一种混合物定律来描述。这就产生一种“有效”晶粒度的概念，可用以近似地描述屈服应力（Gladman 等，1977；Bramfitt 与 Marder，1973），见图 2-1。其中部分再结晶组织显示有最大偏差。在铁素体区的 Ar_1

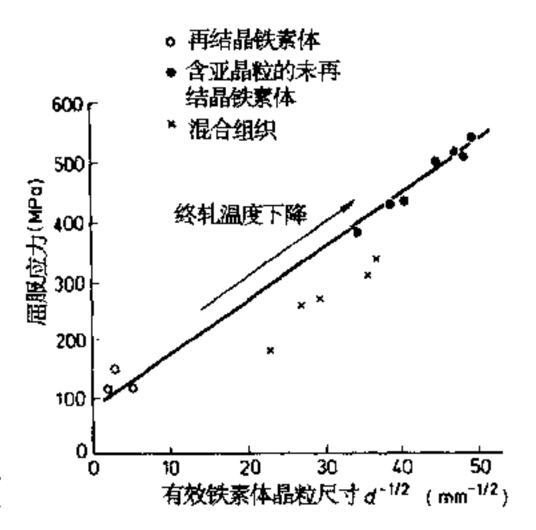


图 2-1 有效铁素体晶粒尺寸对控轧钢屈服应力的影响

温度以下轧制时除了产生回复的亚晶粒外，也会产生一种能少量增加屈服应力~30MPa的晶体学织构。这种织构与亚晶粒（见图2-2）是终轧温度的函数。图2-3显示铁素体晶粒度及各种固溶强化元素对正火状态0.2%C钢屈服应力的贡献。

·p.48·

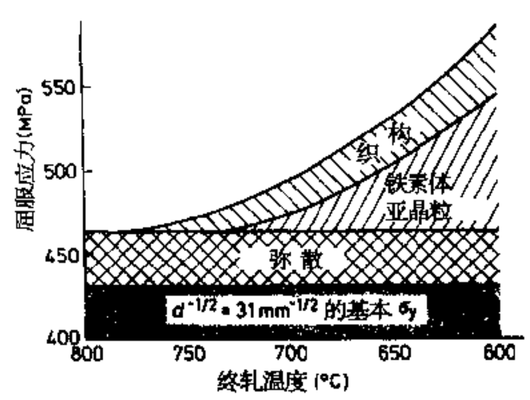


图2-2 控轧温度对各种强化机制对铁素体屈服应力贡献的影响

Ashby-Orowan模型（Ashby，1966a）成功地描述了沉淀硬化的作用如下：

$$\sigma_p = 5.9 f^{-1/2} \cdot \ln\left(\frac{x}{2.5\times10^{-4}}\right) \quad (2\text{-}4)$$

式中，f是沉淀物的体积分数，x是沉淀物质点的平均平面截取直径。

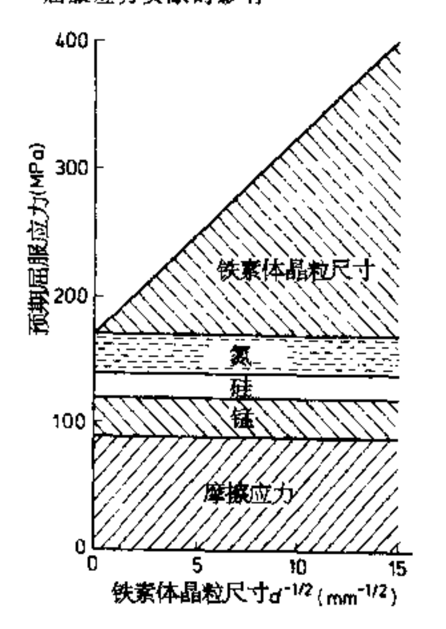


图2-3 铁素体晶粒尺寸对正火0.20wt%C，1.0wt%Mn，0.20wt%Si，0.010wt%N钢屈服应力的影响

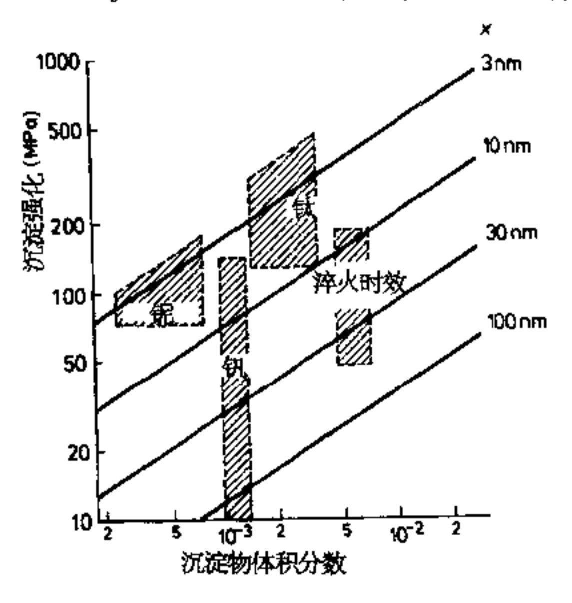


图2-4 修正的Ashby-Orow模型所预测的弥散强化与通过淬火时效和微合金碳氮化物所观察到的强化的比较

关系式（2-4）对铌、钒与钛微合金化钢中的淬火时效碳化物与沉淀的碳氮化物的沉淀强化具有良好的预测性（Gladman等，1971），见图2-4。以上关系式不易掌握，但一种简化的近似方法是采用$\sigma_p = B$（wt%合金元素）的关系，其中一些结果见于表2-2（Morrison，1976）。沉淀强化的强度变化原因是，由于有些沉淀物可能在奥氏体中形成，对强化不起作用但降低了若在铁素体中所能提供的最大作用。沉淀强化也随奥氏体转变温度的升高而降低（2MPa/℃），而且也随冷却速度降低即发生过时效而降低。沉淀强化σ_p明显依赖于沉淀物体积分数f，它取决于以温度为函数的沉淀相溶解度。对许多元素如铌、钒、钛的碳氮化物，这些溶解度关系早已为人所熟知（Narita，1975），有可能计算出在任何温度应形成的沉淀物体积分数值。现在认识到的一个关键因素是σ_p最

大值发生在金属：碳/氮的化学计算比值（Wadsworth 等，1976），因为在此化学计算比值时，依赖于温度的微合金碳氮化物的溶解度达到最大值。

·p.49·

表 2-2　微合金碳化物/氮化物沉淀物对高强度低合金钢沉淀硬化的作用

沉淀物	B（MPa）每重量%合金		合金范围
	最大值	平均值	（重量%）
VC	1000	500	0—0.15
VN	3000	1500	0—0.06
Nb（CN）	3000	1500	0—0.05
TiC	3000	1500	0.03—0.18

降低转变温度或低温轧制会把位错引入铁素体中，结果提高了强度，这可通过下式与位错密度 ρ 联系起来，即

$$\sigma_d = \alpha\mu b\rho^{1/2} \tag{2-5}$$

式中，μ 是剪切模数，b 是位错的柏格斯（Burgers）矢量，α 是常数。

一般说当转变温度自 800°C 降至 600°C 时，在多边形铁素体范围内，转变温度的作用只适度地增加屈服应力 60MPa，但若位错形成了亚晶粒，则屈服应力藉 Hall-Petch 型关系式与亚晶粒直径会有关联，并可使 $d^{-1/2}$（$mm^{-1/2}$）每增加一个单位，增加屈服应力 9—15MPa（Bramfitt 与 Marder，1973；Manganon 与 Heitman，1977）。

2.2.2　可成形性参数

虽有大量有关钢的冷成形性的文献，但即使一些较全面的评述，也没有提供有关显微组织与强化机制对各种可成形性评定的定量影响的系统数据（Blickwede，1968；Duckworth 与 Baird，1969；Keeler 与 Brazier，1977；Hudd，1977；Bramfitt 与 Manganon，1982；Pradham，1984；Hutchinson，1984；Hudd，1987；Dasarathy 与 Goodwin，1990）。第 6 章与第 7 章也叙述了这个论题。通常注意力被限于钢成分与工艺对材料在实际工业成形过程中的行为的影响。常不易获得这类报道，但已证实（Gladman 等，1970），可成功地把简单单向抗拉试验易于推导出的数据应用于工业成型。此外，显微组织与强化参数之间存在有定量的关系，以及可自真应力 - 真应变试验（Pickering，1971）中推导出各种性能，如在一定应变下的流变应力 σ_f、加工硬化速率 $d\sigma/d\epsilon$、塑性不稳定前的最大均匀应变 ϵ_u 和断裂时的应变 ϵ_T。除此之外也可得到在描述真应力 - 真应变曲线（见关系式（2-6））的 Ludwig 关系式中包括“n”值的关系，以及关系式（2-7）中所定义的 $\bar{r}$ 或塑性应变比值（Lankford 等，1950）。

·p.50·

$$\sigma_f = K\epsilon^n \tag{2-6}$$

式中，σ_f 是真流变应力，ϵ 是真应变，n 与 K 是常数。

$$\bar{r} = \epsilon_w/\epsilon_t \tag{2-7}$$

式中，ϵ_w 是真宽度应变，ϵ 是真厚度应变。

2.2.2.1　流变应力（σ_f）

珠光体对屈服应力（2.2.1 节）虽作用很少或没有作用，但它对随应变增加而增加

的流变应力确有影响。因此流变应力通常被引用于一特别的真应变中，典型关系式（Gladman 等，1970）如下：

$$\sigma_{f(\varepsilon=0.2)}=246+45\ (\text{wt\%Mn})\ +138\ (\text{wt\%Si})\ +920\ (\text{wt\%P})$$
$$+120\ (\text{wt\%Sn})\ +3750\ (\text{wt\%N}_{自由})\ +4.2\ (\%珠光体)\ +15.0d^{-1/2} \quad (2\text{-}8)$$

可以见到增加珠光体含量时，大部分由于它降低屈服伸长而增加流变应力。铁素体晶粒度对 σ_f（$\varepsilon=0.2$）的作用颇似它对屈服应力的作用，但是在较高应变 $\varepsilon=0.8$ 时晶粒度对流变应力的作用几乎合倍。这是由于：

(a) 较细晶粒的铁素体中的滑移距离较短，对更高的应变需启动更多的位错，即对一定应变会有更高的位错密度，结果由于其相互间作用更加锁住了位错。

(b) 随应变的增加需要激活被更加严重锁住的位错源。

可见到固溶强化会大大增加流变应力。

2.2.2.2 加工硬化速率（$d\sigma/d\varepsilon$）与 n 值

从关系式（2-6）可见到加工硬化速率 $d\sigma/d\varepsilon$ 随应变的增加而降低，因此对已知某应变必定导出某 $d\sigma/d\varepsilon$ 值

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon}_{(\varepsilon=0.2)}=385+57\ (\text{wt\%Mn})\ +110\ (\text{wt\%Si})\ +460\ (\text{wt\%P})$$
$$+150\ (\text{wt\%Sn})\ +1510\ (\text{wt\%N}_{自由})\ +1.4\ (\%珠光体)\ +15.4d^{-1/2} \quad (2\text{-}9)$$

珠光体与晶粒度增加加工硬化速率，正如固溶强化也能起同样作用（Gladman 等，1970）。增加珠光体的含量会增加低应变时的 $d\sigma/d\varepsilon$，但已被证明（Gladman 与 Pickering，1983）在高应变 $\varepsilon=0.8$ 时并没有什么作用。铁素体晶粒尺寸对 $d\sigma/d\varepsilon$ 的作用十分类似于它对 σ_f 的作用，它与塑性不稳定或缩颈前的均匀应变（ε_u）的关系将在后文讨论。某些工作指出较细晶粒度实际上降低 $d\sigma/d\varepsilon$，此时几乎与屈服应力的增加成正比，但是当应变 > 0.2 时此作用似乎很小（Evans 与 Rawlings，1968）。

·p.51·

但是，关系式（2-9）中所表明的 $d\sigma/d\varepsilon$ 对晶粒度的依赖关系，已在很多场合中得到证明，而且可用以解释晶粒度对某些延展性参数不产生影响。

小心不要混淆关系式（2-6）中的加工硬化指数（n）与实际加工硬化速率。在低应变时，增加 n 会降低 $d\sigma/d\varepsilon$，但在高应变时则发生相反的作用。也已证明（Morrison，1966）n 随晶粒尺寸的降低而降低：

$$n=5\ (10+d^{-1/2})^{-1} \quad (2\text{-}10)$$

此式证实关系式（2-9）所指明的在低应变时晶粒尺寸对 $d\sigma/d\varepsilon$ 的作用。铁素体自由路程对 n 的影响见图 2-5（Blickwede，1968）。

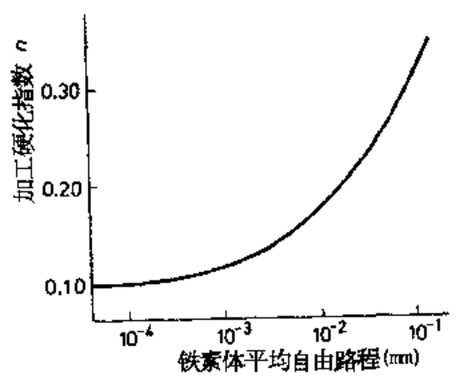


图 2-5 铁素体平均自由路程对软钢加工硬化指数的影响

一般说固溶强化提高 σ_f 多于提高 $d\sigma/d\varepsilon$，因此所有固溶强化元素并不奇怪地都降低 n，如表 2-3 所示。间隙溶质不大影响 n 值。沉淀物对 $d\sigma/d\varepsilon$ 及 n 值的影响，取决于沉淀物 - 基

体的相界面的性质。共格沉淀物降低 $d\sigma/d\varepsilon$ 而非共格沉淀物增加该值。由于所存在的许多沉淀物并不高度共格，因此不足为奇的是沉淀强化增加了 $d\sigma/d\varepsilon$，降低了 n 值，特别是当应变较低时（Blickwede，1968；Morrison，1966）。关系式（2-9）指明珠光体提高 $d\sigma/d\varepsilon$，这是由于珠光体中的铁素体具有小得多的铁素体平均自由路程，这样对某--定应变需要更大的位错密度，因而使位错相互作用的可能性更大。也为此理由，降低珠光体片间距会增加 $d\sigma/d\varepsilon$（Pickering，1978a）。也观察到增加的位错密度会降低 $d\sigma/d\varepsilon$。

表 2-3 置换固溶强化元素对 n 值的作用

元　　素	每 wt%合金对 n 的变化
Cu	-0.06
Si	-0.06
Mo	-0.05
Mn	-0.04
Ni	-0.04
Co	-0.04
Cr	-0.02

2.2.2.3　延展性参数

对展开成形工艺很重要的塑性不稳定前的最大均匀变形 ε_u，以及对受断裂限制的成形工艺很重要的断裂总应变 ε_T，也都已定量化（Gladman 等 1970）为

·p.52·

$$\varepsilon_u = 0.27 - 0.016\ (\%\text{珠光体}) - 0.025\ (\text{wt\%Mn}) - 0.044\ (\text{wt\%Si}) - 0.039\ (\text{wt\%Sn}) - 1.2\ (\text{wt\%N}_{\text{自由}}) \quad (2\text{-}11)$$

$$\varepsilon_T = 1.3 - 0.020\ (\%\text{珠光体}) + 0.3\ (\text{wt\%Mn}) + 0.2\ (\text{wt\%Si}) - 3.4\ (\text{wt\%S}) - 4.4\ (\text{wt\%P}) - 0.29\ (\text{wt\%Sn}) + 0.015d^{-1/2} \quad (2\text{-}12)$$

有关不稳定塑性前的均匀应变，重要特点是不存在晶度尺寸的影响。已证实（Pickering，1971）相对于 σ_f 的 $d\sigma/d\varepsilon$ 的增加将增加 ε_u，它是当 $d\sigma/d\varepsilon$ 与 σ_f 在数值上相等时的应变。关系式（2-8）与（2-9）指明对 σ_f 与 $d\sigma/d\varepsilon$ 来说，晶粒度系数实际上是一样的，因此晶粒度对 ε_u 没有影响是不足为奇的。但是，珠光体通过降低屈服点延伸与增加 σ_f 大大超过增加 $d\sigma/d\varepsilon$ 而降低了 ε_u，虽然球化珠光体可显著增加 ε_u（Pickering，1971），见图 2-6。其它有意思的特点是合金元素如硅、磷与氮$_{\text{自由}}$通过增加 σ_f 多于 $d\sigma/d\varepsilon$，因而降低了 ε_u。像沉淀与位错强化这些因素将通过它们对 σ_f 与 $d\sigma/d\varepsilon$ 的作用而影响 ε_u。

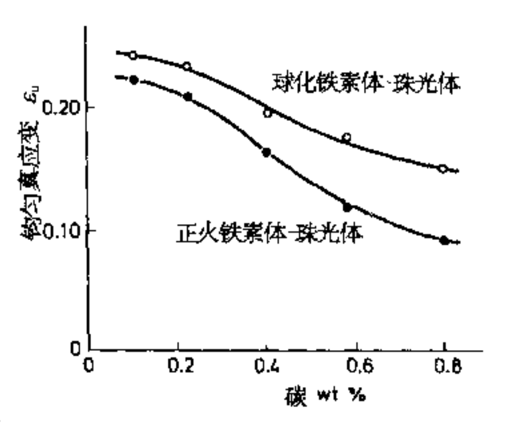


图 2-6　碳含量对正火与球化铁素体-珠光体显微组织的均匀真应变的影响。正火显微组织含有片状珠光体

断裂时总的延伸率通过重新细化晶粒尺寸而增加，因为晶粒度对断裂应力 σ_{fr}的作用大于对流变应力的作用，如以下关系式所示：

$$\sigma_{fr}=493-3.4\ (\%珠光体)\ +44.7d^{-1/2} \qquad (2\text{-}13)$$

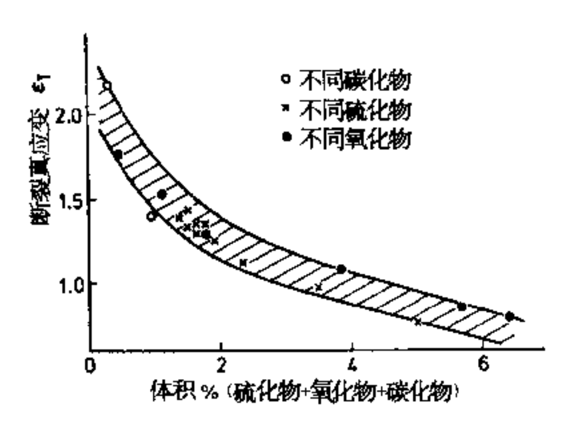


图 2-7　第二相质点含量对铁素体－珠光体显微组织断裂时真应变的影响

第二相质点例如非金属夹杂物与碳化物的作用是降低 ε_T，这是因为这些质点开裂时或基体-质点交界面失去结合时，导致生核发生延性断裂。已有各种模型用以描述延性断裂过程，它是一种空隙生核，空隙长大，并与空隙合并(Gurland 与 Plateau，1963；Edelson 与 Baldwin，1962；McLintock，1968；Garrison 与 Moody，1987)。所有这些模型都预示 ε_T 随第二相质点体积分数的增加而呈指数下降，如图 2-7 所示。理论预期且实验证实了质点大小对 ε_T 只有少量的影响（Gladman，1979)。此外，各模型也预示相对于应变方向的夹杂物形状将大大影响 ε_T，这是由于对控制空隙长大起作用的空隙前端曲率与控制空隙合并的空隙间距所引起。这样，承受平行于它们长轴应力的被拉长夹杂物，所给 ε_T 值高于它们在垂直长轴方向承受的应变，见图 2-8。这就产生了人所共知的延性异向性。有关控制夹杂物形态的工艺已发展用来克服这种作用及与其有关的问题（Pickering，1990)。本卷第 3 章与第 8 章讨论夹杂物形态的控制。形成硫化物夹杂的害处可见关系式（2-12)，但此作用并非如关系式所指的线性关系，该式是用回归法处理测定很有限范围的硫含量的结果。

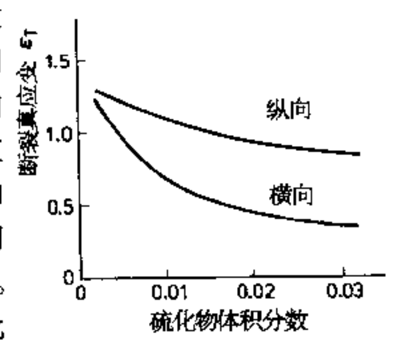


图 2-8　硫化锰夹杂物体积分数对断裂时真应变的影响，示出夹杂物拉长产生的延展异向性

·p.53·

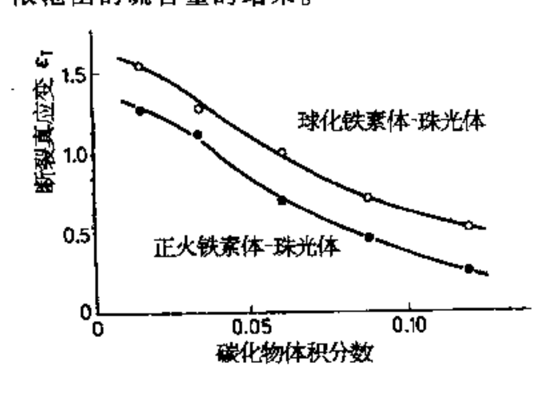


图 2-9　碳化物体积分数对正火与球化铁素体－珠光体显微组织断裂真应变的影响。正火显微组织含有片状珠光体

亦如关系式（2-12）所示，珠光体对 ε_T 有害，但是球化珠光体与片状珠光体相比，可明显改善 ε_T，见图 2-9。虽然碳化物对 ε_T 的影响同于夹杂物，但有一重大的不同是：在低应变状态，碳化物不发生开裂或脱开。碳化物的开裂取决于应力（Morrison，1976；Smith，1968)，产生空隙生核的应变随碳化物体积分数的增加而降低，因为达到开裂应力水平所需的应变随碳化物分数的增加而降低。因此碳化物开裂与空隙生核能在较低应变连同增加流变应力与加工硬化速率时发生，这样就解释了为什么同样碳含量的片状珠光体比球状珠光体的延展性低。高

$d\sigma/d\varepsilon$ 值可能有益，它通过在围绕空隙周围的应变集中区，发展高 σ_f 值来阻止空隙长大并限制塑性区的扩展。这在奥氏体钢中更是如此。有意思的特点是粗珠光体的片状碳化物比细的片状碳化物显示较低的 ε_T 值，因为当冷变形时细碳化物更易变形而粗碳化物则开裂。这种作用的好处被利用于棒材或丝材的倍登丁处理，以承受大的拉拔变形量，见第 4 章与第 9 章。

沉淀与位错强化降低 ε_T，但固溶强化元素的作用更为复杂，它们取决于流变应力、加工硬化速率和断裂应力之间的相互作用。

2.2.2.4 $\bar{r}$ 值

由高 $\bar{r}$ 值表明的薄钢板塑性异向性对良好的深延展性很是重要的，见第 6 章与第 7 章。要求有大于 1 的 $\bar{r}$ 值，且 $\bar{r}$ 随 {111} 织构在薄板平面上的分量的增加而增加。这就是有名的角上立方织构。已观测到以下的关系：

·p.54·

$$\bar{r} = 0.8 + 0.6 \log \left[I_{(111)}/I_{(100)} \right] \qquad (2\text{-}14)$$

式中，$I_{(111)}$ 与 $I_{(100)}$ 是 (111) 与 (100) 在薄板平面织构分量的强度。如以后将指明在铁素体不锈钢中获得同一十分相似的关系。

也已证实 $\bar{r}$ 取决于晶粒度（Blickwede, 1968），见图 2-10。如所示对沸腾钢为

$$\bar{r} = r_o - kN \qquad (2\text{-}15)$$

式中，r_o 与 k 是常数，N 是 ASTM 晶粒度号。

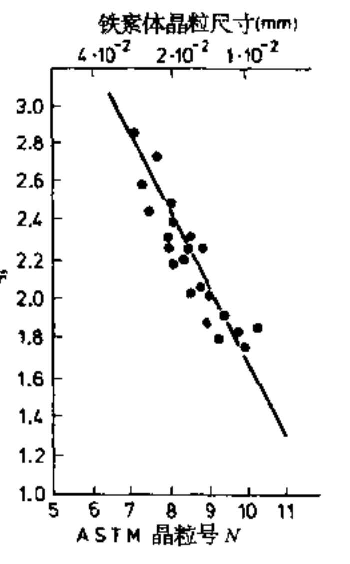


图 2-10 铁素体晶粒尺寸对冷轧与退火软钢的 $\bar{r}$ 值的影响

把 ASTM 晶粒度号换算成平均线截距 $\bar{d}$ 并采用已发表的数据获得关系式（2-15）的 r_o 与 k，可以证明对冷轧与再结晶软钢薄板，$\bar{r}$ 与晶粒度有如下的依赖关系：

$$\bar{r} = 4.5 + 1.99 \log \bar{d} \qquad (2\text{-}16)$$

因此由于增加了的 {111} 织构分量，$\bar{r}$ 随再结晶晶粒度的增加而增加，第 6 章与第 7 章给出 {111} 织构的发展与关系式（2-16）的冶金学解释。

2.2.3 韧性

由于具有一般的延展性，多边形铁素体－珠光体组织的韧性，通常以夏比冲击试验所得的延-脆转折温度 T 与所测的夏比平台能值 C_v 来表达，虽然有些有关断裂韧性的工作也采用裂纹顶端张开位移及其它的测试方法。

2.2.3.1 延-脆转折温度

许多关系式用于描述断裂转折温度，其中之一（Pickering, 1977）如下：

$$T\,(^\circ\mathrm{C}) = -19 + 44\,(\mathrm{wt\%Si}) + 700\,(\mathrm{wt\%N_{自由}})^{1/2} + 2.2\,(\%珠光体) - 11.5 d^{-1/2} \qquad (2\text{-}17)$$

·p.55·

Gladman 与 Pickering (1983) 讨论过影响此类关系式有效性的因素及其常数。明显可见晶粒细化与珠光体含量的降低可通过降低 T 而增加韧性。关系式 (2-17) 未示出锰的作用，它在晶粒度与珠光体项目中有所启示。由于可采用各种细化晶粒的方法，如微合金钢中的第二相质点，加入溶质或加快冷却速度以抑制 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变温度，所采用方法的效果可能很紧要关键，且通过另外的强化机制或清除杂质影响 T。这些另加的因素可能并入关系式 (2-17) 的常数项中，由此可见作为珠光体中的碳是十分有害的，见图 2-11，通过渗碳片的开裂增加了 T。但是，以后可指明，珠光体群体尺寸与渗碳体片厚度也是重要的参数。当铁素体内产生亚晶粒时就引起一个问题，因为迄今还不清楚这种亚晶粒是否会影响 T。一般说低角度亚晶粒晶界不大阻止解理裂纹的扩展。反之，林立位错的位错强化，当 σ_d 每增加 1MPa 时，增加 T 约 0.2—0.6℃ (Morrison, 1976; Pickering, 1978a; Gladman 等, 1977; Irvine 等, 1967; Heslop 与 Petch, 1958; Burns 与 Pickering, 1964)。大部分数值约在此范围的下限即每 MPa 为 0.2°C。如果林立位错通过回复过程开始形成亚晶粒，它们的有害作用可能消除，所引入的亚晶界没有有利的作用。当亚晶粒随更完全的回复而更充分发展时，晶界显示出错向的更高角度，因而可能通过降低 T 而产生有益的作用，但这些作用须进一步定量化。

沉淀强化 σ_p 一律增加 T，合适的平均增值为 σ_p，每增加 1MPa，T 增加 0.2—0.5℃。预期由固溶强化增加的流变应力会增加 T。除了能降低晶界碳化物厚度的锰与可能增加横穿滑移能力的镍外，所有其他固溶强化者均增加 T，而前二者降低 T。但铝的情况特殊，少量铝可通过从固溶体中消除氮 (Irvine 等, 1967) 来降低 T，但大量加入铝会产生固溶强化提高了 T。最近有人建议除了镍、锰，与铝外，固溶强化元素对 T 的作用与其对 σ_s 的作用应成比例 (Pickering, 1977)。各元素的一些作用见表 2-4。

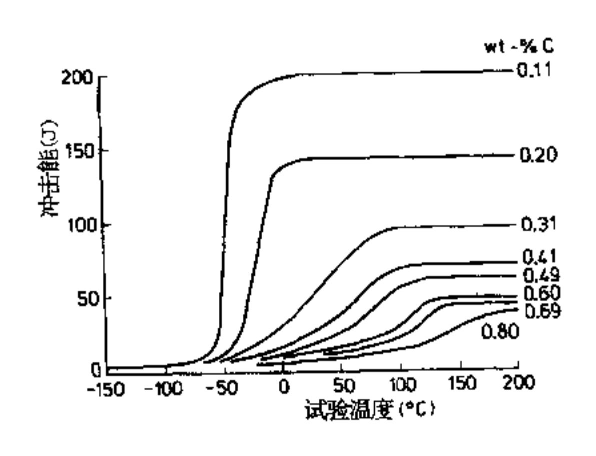


图 2-11 试验温度对不同碳量正火钢冲击能的影响，显示碳量对延-脆转折温度与平台能值的作用

表 2-4 固溶于铁素体中各元素对延-脆转折温度变化的典型影响

元素	T (℃) 的变化，每 1MPa 增加数
Ni	-0.9
Mn	-0.3
Cu	+0.4
Mo	+0.5
Si	+0.5
C	+0.7*
N	+2.0*
P	+3.5

* 对间隙溶解的 C 或 N。

曾尝试把 T 与铁素体的晶体学织构联系起来，因为在铁素体区控轧的钢可得到 {100} 〈011〉 织构 (Morrison, 1976)。Bramfit 与 Marder 对一个织构参数给有如下的定义：

$$P = [(I_{111})_{RP} \cdot (I_{110})_{TP}] - 1 \tag{2-18}$$

式中，$(I_{111})_{RP}$ 是在轧制平面 {111} 的相对强度，$(I_{110})_{TP}$ 是在横向平面 {110} 的相对强度。

不是横向而是纵向的 T 值的变化，已与此织构参数相联系（Bramfit 与 Marder，1973；Melloy 与 Dennison，1973），并发展出如下类型的关系式（Morrison，1976）：

$$T\ (℃) = 75 - 13.0d^{-1/2} + 0.63P \tag{2-19}$$

已指明珠光体增加 T 可见图 2-11 与关系式 (2-17)，但沿铁素体晶界产生的碳化物细丝当厚度超过约 2μm 时具有特别大的危害性，见图 2-12（Gladman 等，1976；Cochrane，1971）。已证明这种碳化物在应力下开裂，并引起解理裂纹（McMahon 与 Cohen，1963）。锰抑制这些晶界碳化物的形成，如同增加冷却速度也具有同样的作用（Gladman 等，1977），有人提出当铁素体晶粒度降低时（Almond，1969），更细薄的碳化物会更明显地引起脆性。通过研究微合金钢，Morrison（1976）在以下关系式中引入碳化物厚度（t）与 σ_p 因素

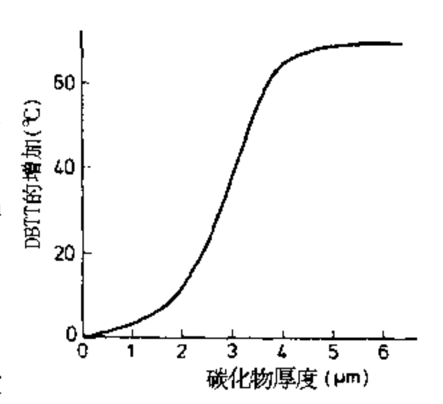


图 2-12　碳化物厚度对延-脆转折温度（DBTT）的影响

$$T\ (℃) = 46 + 0.45\sigma_p + 131t^{1/2} - 12.7d^{-1/2} \tag{2-20}$$

可见到 σ_p 的系数是在以前所给的范围之内。

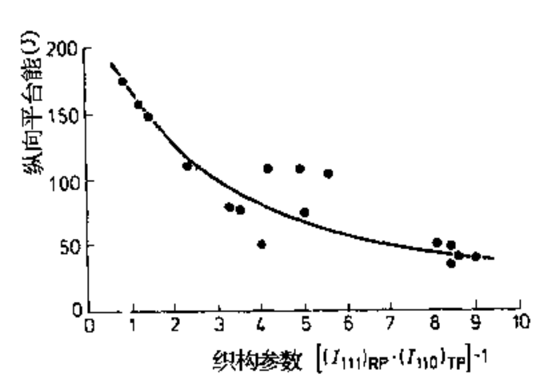


图 2-13　纵向平台能与织构参数间的关系

鉴于所讨论的大碳化物的作用，也许会推测非金属夹杂物会增加 T，但还没有确定结果的证据（Pickering，1971；Morrison，1976）。似乎当硫含量增加到 ~0.05wt%时开始轻微地增加 T，这可能是由于促进了裂纹的发生。但进一步提高硫会大大降低 T，此情况在纵向更比横向试验明显。在纵向试验中，拉长的 MnS 夹杂物是裂纹扩展的有效障碍物，其作用如同把钢形成一复合材料。拉长的 MnS 质点也可能通过产生分层而降低二次主应力（Gladman，1979；Walker 与 Barr，1974），这在裂纹划分型的复合材料中也发生过。这种分层降低了平行于缺口根部的应力，这样降低了主流变应力使塑性变形比开裂更为容易，因而降低了 T。似乎已良好确立了横向试验的 T 比纵向试验高 20—40℃，这可能由于拉长夹杂物产生的组织纤维化结果。通过消除拉长夹杂物与消除它们对开裂的阻止或分割作用，已观察到控制夹杂物形态（见第 3 章与第 8 章）可增加 T 达 50℃之多（Pickering，1971）。因此，对夹杂物形态控制并不是解决所有韧性问题的万灵药，而且如果关键的韧性参数是延－脆转折温度的话它可能肯定是不利的。

2.2.3.2　平台能值

人所共知并从图 2-11 确可明显见到提高碳含量，即珠光体含量会降低上平台能

C_V。由于 ε_T 与 $\log C_V$ 之间也存在一线性关系（Gladman 与 Pickering，1983），各种因素对 C_V 的影响可能自它们对 ε_T 的已知作用来推测。可肯定碳化物球化将增加 C_V，但似乎尚缺少数据。

关于铁素体晶粒度对 C_V 的影响尚缺定量的认识，但由于随晶粒度的减小，ε_T 有轻微的增加，因此也许会假定晶粒细化能增加 C_V。实际上 Bucher 等（1968）在以下横向 C_V 的关系式中指出，似乎有相反的趋势，虽然其作用十分小

$$C_V\ (\mathrm{J}) = 112 - 2.8d^{-1/2} - 0.18\sigma_P - 832\ (\mathrm{wt\%S}) - 43\ (\mathrm{wt\%Al}) - 0.76\ (\%\text{珠光体}) + 107\ (\mathrm{wt\%Zr}) \tag{2-21}$$

在关系式（2-21）中，铝假定因其细化晶粒而降低 C_V，硫的作用十分明显。不会期待硫与珠光体有线性的影响，正如以后所表示它们并无此影响。关系式（2-21）所示的线性影响，可能是由于所研究变数的范围较小的缘故。锆对 C_V 的正面影响，是与其控制了夹杂物的形态有关联，且这样可能有望其增加横向 C_V。

有关固溶强化对 C_V 影响的可用数据似乎很少，但其影响也可能较小且不稳定，理由见 2.2.2.3 节。关系式（2-21）指出每当沉淀强化 σ_P 增加 10MPa 时就会降低 C_V 约 2J，但其它工作（Mintz，1977）指出 σ_P 每增加 10MPa 时可有 3J 的较高值。位错强化每当 σ_d 增加 10MPa 就会降低 C_V 约 3.5J（Mintz，1977）。在纵向 C_V 上观察到晶体学织构的作用（Bramfitt 与 Marder，1973），织构参数 P 的作用［见关系式（2-18）］示于图 2-13。这被认为是由于位错强化的结果，关系式（2-18）中的织构参数看来显示了在 Ar_1 温度下，轧制铁素体时起作用的滑移系统较易激活，也可参看第 15 卷第 10 章。

·p.58·

有关非金属夹杂物对 C_V 的作用有很多可用的资料，正如所预期的它类似于对 ε_T 的作用，增加夹杂物体积分数会引起 C_V 指数性地降低，见图2-14。这类关系可见于硫化

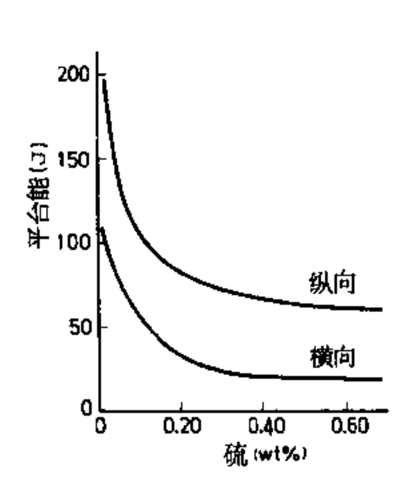


图 2-14 硫含量对平台能的影响，指出由于夹杂物拉长产生平台能的异向性，硫含量与 MnS 夹杂物的体积分数成比例

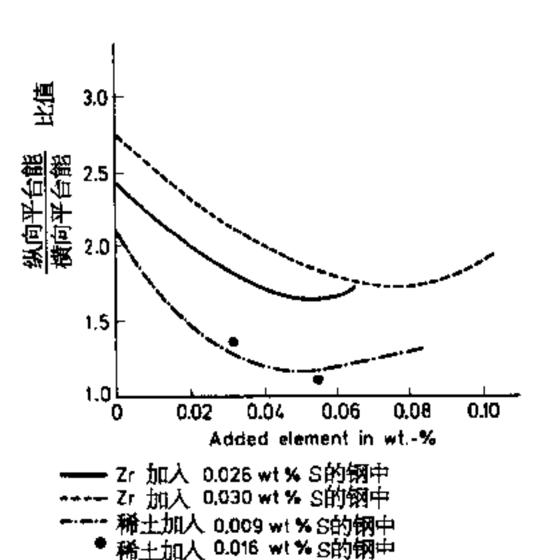


图 2-15 通过加入物控制夹杂形态消除平台能的异向性

物与氧化物夹杂，由于拉长的夹杂物质点，如图 2-14 中又可见到早知的异向性作用。这种 C_V异向性可通过控制夹杂物形态的工艺得以大部分消除（Korchynsky 与 Stuart，1970；Little 与 Henderson，1971；Pickering，1979a，1990；Banks 与 Gladman，1979；Wilson 与 Mclean，1980），见图 2-15。控制夹杂物形态可产生热轧时不易变形与拉长的夹杂物，见第 3 章与第 8 章，此作用可在一些少量得到的断裂韧性数据中明显示出。随夹杂物长度的降低，裂纹顶端张开位移（COD）可明显地增加，见图 2-16（Baker 与 Charles，1971）。这些结果用以解释指明夹杂物尺寸对 C_V或 COD 的重要作用（Gladman，1979）. 有不断增加的证据指明，夹杂物越小或夹杂物之间的分隔距离越小，则延性断裂过程的韧性即 COD 降低如图 2-17（Baker 与 Charles，1971）。Baker 曾讨论过夹杂物尺寸的影响，他提出对一定体积分数的夹杂物，C_V随 ~ 5μm 以上尺寸的夹杂物而一直降低，比此尺寸小的夹杂物似乎为害小得多，但应指出小夹杂物相对地不易变形，这似乎超过小质点尺寸对 C_V的任何固有的影响，即小夹杂物不会拉长。

·p.59·

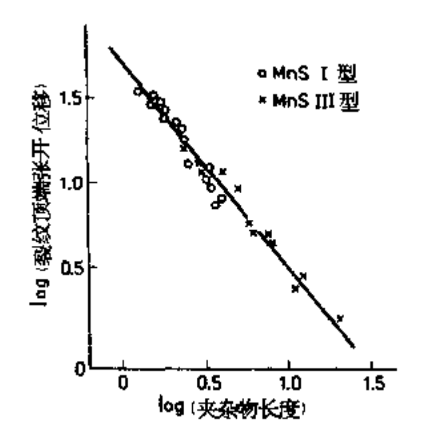


图 2-16 夹杂物长度与用裂纹顶端张开位移测定的断裂韧性间的关系

图 2-17 夹杂物分隔距离与用裂纹顶端张开位移测定的断裂韧性间的关系

2.3 较高碳的铁素体 - 珠光体与全珠光体组织

随球光体含量增至 100%，珠光体本身开始在控制强度与韧性方面不断起更重要的作用。已建立了显微组织参数与强度及韧性间的关系（Gladman 等，1972）。但由于含这些组织的钢是用于制造钢轨、轮箍、钢筋、锻件、钢丝与钻杆（见第 9 章），一般说其延展性较为有限，研究工作没有扩大到延展性上，这些钢除了钢丝或棒钢冷拉外，不承受冷加工变形。但由于含有大量珠光体的钢用于拉丝，因此一些有限的延展性的关系将讨论于后。

2.3.1 屈服应力

分析屈服应力采用一种关系式，它是修正了的含有铁素体与珠光体组分的混合物定律，允许强度随珠光体含量作线性变化（见图 2-18）

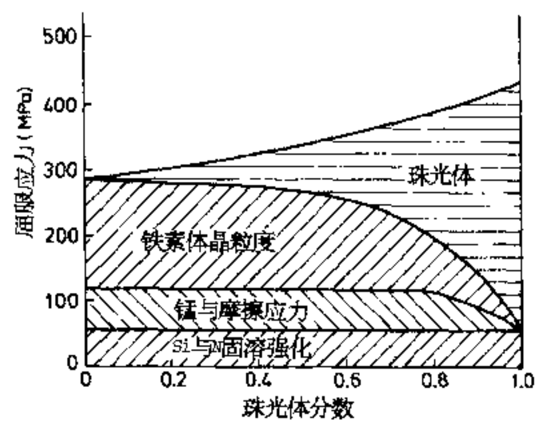


图 2-18 珠光体分数对正火碳锰钢屈服应力的影响，显示各种强化机制的影响

$$\sigma_y = f_\alpha^n \sigma_\alpha + (1 - f_\alpha^n) \cdot \sigma_{Pe} \qquad (2\text{-}22)$$

式中，f_α 是铁素体质量分数，σ_α 与 σ_{Pe} 各为铁素体与珠光体的屈服应力。

指数 n 考虑到 σ_y 随珠光体含量增加的非线性变化，且观察到当 $n = 1/3$ 时剩余误差最小，σ_α 与铁素体晶粒尺寸服从正常 Petch 型关系，而 σ_{Pe} 已证明与珠光体片间距 S 具有 Petch 型关系（Embury 与 Fisher, 1966; Hyzak 与 Bernstein, 1976; Karlsson 与 Linden, 1975; Dollar 等，1988）。珠光体屈服应力的一个典型关系式如下：

$$\sigma_{Pe} = \sigma_i + KS^{-1/2} \qquad (2\text{-}23)$$

式中，σ_i 是近似的摩擦应力，K 是常数，S 是珠光体片间距（mm）。

·p.60·

据报道 σ_{Pe} 与 S^{-1} 而不是与 $S^{-1/2}$ 有关联（Dollar 等，1988; Sevillano, 1979; Marder 与 Bramfit, 1976; Ridley 等，1982），且实际上 S^{-1} 可能比 $S^{-1/2}$ 更为有利。珠光体群体尺寸 p（mm）与珠光体中渗碳体片厚度 t（mm）并不影响 σ_{Pe}，但确影响延-脆转折温度如后文所指明。

在含 20%—100%珠光体的铁素体-珠光体组织中取得了以下关系式（Gladman 等，1972）：

$$\begin{aligned}\sigma_y = & f_\alpha^{1/3}\ [35 + 58\ (\text{wt\%Mn}) + 17.4d^{-1/2}] \\ & + (1 - f_\alpha^{1/3}) \cdot [178 + 3.8S^{-1/2}] \\ & + 63\ (\text{wt\%Si}) + 425\ (\text{wt\%N}_{\text{自由}})^{1/2}\end{aligned} \qquad (2\text{-}24)$$

式中，d 是平均铁素体晶粒度截距，S 是珠光体片间距。

由其它溶质产生的固溶强化十分相似于前面对低碳钢的讨论，见 2.2.1 节，而在珠光体的铁素体中据报道发生有如微合金钢中碳氮化物的沉淀强化（Whittaker, 1979），且可用关系式（2-4）良好表达。对全珠光体组织，关系式（2-24）可简化为

$$\sigma_{Pe} = 178 + 3.8S^{-1/2} + 63\ (\text{wt\%Si}) + 425\ (\text{wt\%N}_{\text{自由}}) \qquad (2\text{-}25)$$

可能需要加入其它强化机制的作用。

有人建议另一珠光体的屈服应力关系式（Krauss, 1980; Hyzak 与 Bernstein, 1976），他把珠光体群体尺寸（p）与原奥氏体晶粒尺寸（D）也收入

$$\sigma_{Pe} = 52.3 + 2.18S^{-1/2} - 0.40p^{-1/2} - 2.88D^{-1/2} \qquad (2\text{-}26)$$

此关系式必须受怀疑而查验，因很难理解比 S 粗大得多的 p 与 D 会影响 σ_{Pe}，而且为什么随珠光体群体与原奥氏体晶粒尺寸的细化而 σ_{Pe} 也会‘降低’。

关系式（2-24）指明铁素体-珠光体钢的屈服应力取决于铁素体晶粒度，后者随珠光体体积分数的增加，所起作用减少，当接近共析成分时，珠光体对屈服应力所起的作用更大，而且此作用十分依赖于 S。

2.3.2 流变应力与加工硬化速率

有限工作（Gladman 与 Pickering，1983）指出流变应力 σ_f 与加工硬化速率 $d\sigma/d\varepsilon$ 线性地随 $S^{-1/2}$ 增加而增加，即随片间距的降低而增加。此结果尚不足以提供可靠的统计数据，但是采用 S（mm）所发展的关系式是

$$\sigma_f\ (\varepsilon=0.15)\ =550+10S^{-1/2} \tag{2-27}$$

$$d\sigma/d\varepsilon\ (\varepsilon=0.15)\ =650+11.5S^{-1/2} \tag{2-28}$$

对断裂应力，有一类似的关系式

$$\sigma_{fr}=790+8.5S^{-1/2} \tag{2-29}$$

·p.61·

有意思的是可注意到随应变的增加，σ_i 近似值自屈服应力 178MPa 增至 $\varepsilon=0.15$ 时的 550MPa 与断裂时的 790MPa。关系式 (2-27)，(2-28) 与 (2-29) 中的 K 值也比关系式 (2-25) σ_{P_c} 中的这些值大得多，但 K 值确实在断裂时倾向于降低。这可能显示如在低碳钢中的同样基本作用，因为观察到珠光体中的渗碳体片阻碍位错运动的有效作用恰好如同铁素体晶界的作用（Burns 与 Pickering，1964）。

如关系式 (2-9) 所示，增加珠光体分数值，会增加铁素体-珠光体显微组织中的加工硬化速率，后者明显见于图 2-19。

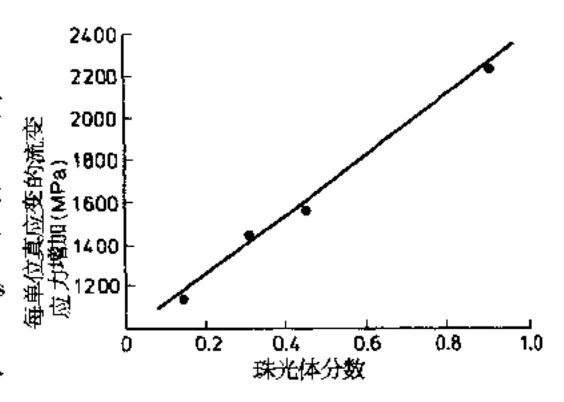


图 2-19 珠光体分数对铁素体-珠光体显微组织加工硬化速率的影响

2.3.3 延展性

没有观察到珠光体片间距对 ε_u 的影响（Gladman 与 Pickering，1983），这也许是由于在 σ_f 与 $d\sigma/d\varepsilon$ 中 $S^{-1/2}$ 具有相似系数，因此可自行抵消。但是稍微增加 S 会降低 ε_T，这可能是因为增加 S 会伴随着增加珠光体片的厚度 t，这可在含约 0.8wt%C 的平衡状态珠光体中获得证实

$$t=0.14S \tag{2-30}$$

增加 t 会引起在较小应变下渗碳体片的开裂，因而更易引进空洞并产生较小的断裂应变。这就为什么用陪登丁处理生产的非常细小珠光体可有利于承受重大压下量的拉丝。

图 2-20 珠光体分数对正火铁素体-珠光体显微组织的均匀真应变（ε_u）及断裂时真应变（ε_T）的影响

关系式 (2-11) 与 (2-12) 已显示，增加低碳铁素体-珠光体显微组织中的珠光体分数会降低 ε_u 与 ε_T。由于在低碳钢中所考虑的珠光体含量是在有限的范围内，其作用明显会是直线性的。实际上自理论分析第二相质点

对延展性的作用（Gurland 与 Plateau，1963）可以预测到随珠光体分数的增加，ε_u 与 ε_T 实际上是成指数式地降低，见图 2-20。

2.3.4 韧性

细查图 2-11 立即揭示提高钢的碳含量，即提高珠光体含量会增加延-脆转折温度并显著降低平台能，但这些作用决不是简单的，它包含有较复杂的显微组织参数（见第 9 章）。

·p.62·

2.3.4.1 延-脆转折温度

转折温度 T 取决于铁素体与珠光体的比例，珠光体群体的尺寸 p，片间距 S，渗碳体片厚度 t 以及铁素体晶粒度（Gladman 等，1972）

$$T\ (℃) = f_\alpha\ [-46-11.5d^{-1/2}] + (1-f_\alpha)\ [-335+5.6S^{-1/2} -13.3p^{-1/2} + (3.48\times10^6)\ t] + 49\ (\mathrm{wt\%Si}) + 762\ (\mathrm{wt\%N_{自由}})^{1/2} \tag{2-31}$$

式中，f_α 是先共析铁素体体积分数。还有其它因素包括固溶、沉淀与位错强化对 T 的作用必须有适当的参与。

可以见到珠光体的细微形态对 T 会有明显的影响。正如细小铁素体晶粒度有利于 T，小的珠光体群体尺寸也是如此，因为常可观察到解理开裂在珠光体群体边界停顿与改变方向。这些作用进一步被以下关系式所证实（Krauss，1980；Hyak 与 Bernstein，1976），此中也引入原奥氏体晶粒度 D 一项。此关系式用于全珠光体组织

$$T\ (℃) = 218-0.83p^{-1/2}-2.98D^{-1/2} \tag{2-32}$$

对全珠光体组织，关系式（2-31）也简化如下：

$$T\ (℃) = -335+5.6S^{-1/2}-13.3p^{-1/2} + (3.48\times10^6)t \tag{2-33}$$

式中，也要加入其它强化作用的适当项目。

降低 S 由于增加了强度而增加 T，但同时降低 t，见关系式（2-30），会降低 T，因薄的渗碳体片更易于变形而不开裂。不论哪一种作用可能为主，但它们也可能自行抵消，因此观察不到 S 对 T 的影响。由于珠光体群体尺寸 p 的变化使以上作用更为复杂，后者由于转变温度的作用可能伴随 S 而变化。随转变温度降低，p 与 S 二者均下降（Garbarz 与 Pickering，1988；Pickering 与 Garbarz，1989；Garbarz，1990），而且一般说对一定奥氏体晶粒尺寸，p 随 S 的减小而减小。在一定转变温度，奥氏体晶粒尺寸对 p 或 S 没有什么影响（Garbarz，1990）。

·p.63·

由于 S 与 t 对延-脆转折温度有相反的作用，很明显这里存在一能得到最低 T 值的最有利的片间距，如图 2-21 所示。但由于对一定的片间距，小 t 值可降低转折温度，同样可明白含低于平衡态碳含量的稀释珠光体可能是有利的，因为此时碳化物片厚即 $t<0.14S$。珠光体稀释因子 D_p 可定义如下：

$$D_p = \frac{0.8f_P}{(\mathrm{wt\%C})} \tag{2-34}$$

式中，f_P 是珠光体质量分数，wt%C 是钢的碳含量。

对全珠光体的共析钢，$D_p = 1$，但对 $t < 0.14S$ 的稀释珠光体，$D_p > 1$。在亚共析钢中可通过降低转变温度产生稀释珠光体，以形成多于平衡态时的珠光体数量或用加入合金元素的方法，降低共析点碳含量。此时对关系式 (2-34) 中的某一定碳含量，可增加 f_P 值，因而增加 D_p 值。

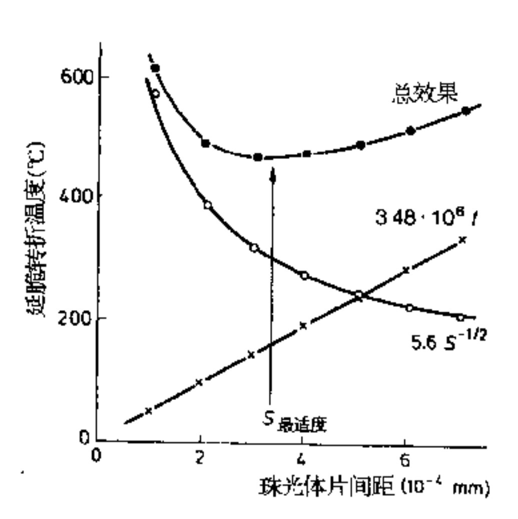


图 2-21 珠光体片间距（S）与碳化物片厚度（t）对延-脆转折温度的影响，指明存在有最合适的片间距

现在 t 可通下式与 D_p 及 S 联系在一起（Gladman 等，1972）：

$$t = \frac{0.12S}{(D_p - 0.12)} \tag{2-35}$$

这可使自以下关系式（Gladman 等，1972；Gladman 与 Pickering，1983）获得最低 T 值的最合适片间距 S_{opt}

$$S_{opt} = [6.70 \times 10^{-6}\ (D_p - 0.12)]^{2/3} \tag{2-36}$$

因此 S_{opt}随 D_p 的增加而增加，亦即随稀释珠光体的增加而增加，T 的实际最低值随 D_p 的增加而降低。这些作用与 S 对强度的作用有关，S 越大，强度越低，T 值也越低，并与 D_p 在一定 S 值时控制 t 的作用有关。很明显关系式 (2-36) 只对某一恒定的珠光体群体尺寸有效。

因而亚共析钢中的低碳稀释珠光体，有助于获得低的延-脆转折温度，在一定碳含量时，可通过合金化或通过提高冷却速度降低转变温度二者都是有益的，但在含有铁素体与珠光体组织中准确的作用，取决于铁素体与珠光体二者作用的平衡，如关系式 (2-31) 所示，特别是如果铁素体晶粒细化，因此具有低的延-脆转折温度。用细尺寸群体的稀释珠光体代替粗晶粒铁素体可能是有好处的，特别是如果低的转变温度把 S 刚降至 S_{opt}时。任何藉进一步压低相变温度来降低 S 可能对韧性有害，虽然强度可能会更高些。然而必须意识到压低转变温度，对获得细铁素体晶粒与珠光体群体尺寸是有利的。铁素体与珠氏体的数量及铁素体晶粒度与珠光体群体尺寸之间的某些相互作用示于图 2-22，这些作用会导致 T 值不依赖于铁素体与珠光体的形态。

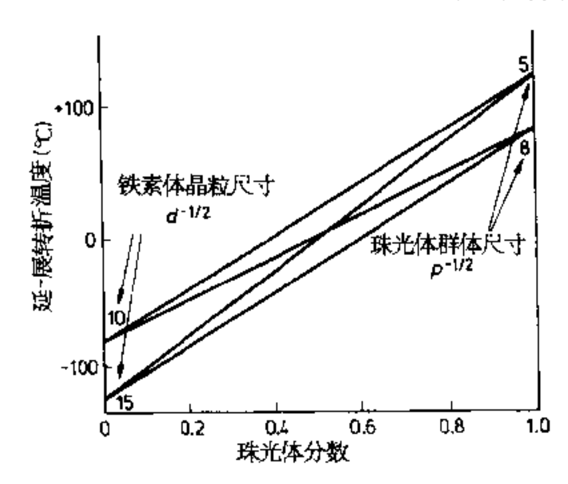


图 2-22 珠光体分数，珠光体群体尺寸（p）与铁素体晶粒尺寸（d）间相互作用对正火铁素体-珠光体显微组织延-脆转折温度的影响

·p.64·

最近曾报道有关珠光体群体尺寸的有意思作用（Garbarz 与 Pickering，1988；Pickering 与 Garbarz，1989；Garbarz，1990）。一般说珠光体群体是发生在珠光体球内取向相关联的各组，断裂受珠光体球为单位的控制（Hyzak 与 Bernstein，1976；Park 与 Bernstein，

1979; Alexander 与 Bernstein, 1982)，这转过来又与原奥氏体晶粒度 D 有关。这可能为什么关系式 (2-32) 中存在有 D 的原因。但是如果原奥氏体晶粒很细，或它已被热机械加工但尚未再结晶，珠光体由单个以及大部分无关联的珠光体群体所组成，结果会使 T 降低约 75℃。

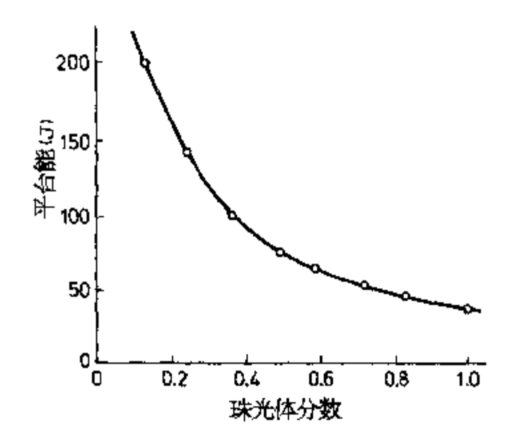


图 2-23 珠光体分数对正火铁素体-珠光体显微组织平台能的影响

2.3.4.2 平台能值

在珠光体分数某限定范围内上平台能 C_V 见于关系式 (2-21)，它明显示出 C_V 随珠光体含量的增加而降低。在珠光体含量更宽大范围其作用不是线性的，但是随珠光体分数的增加，C_V 成指数地下降，见图 2-23。其作用与珠光体对 ε_T 的作用相类似，见图 2-20。

尚缺有关珠光体形态对 C_V 影响的系统数据。不同于新近发展的超细晶粒高碳钢，这可能是由于珠光体的延-脆转折温度是 100—150℃，如图 2-11 所示，因此在室温测试时多出现脆性解理而不是延性的断裂。但是由于 C_V 与 ε_T 之间存在有良好关系，也许可以推测得出珠光体形态上某些特征的作用，特别是 C_V 通常与应力应变图下方的面积有关联。这样降低 S 可预料到，通过增加总的强度水平与增加应力应变曲线下方的面积得以增加 C_V，虽然总的延性会有降低。降低 S 也将降低 t，因此渗碳体片较易受弯曲而不开裂，这就推迟了空隙生核，且可能预期到 S 将影响空隙使其更易于合并。但通常解理与延性断裂同时发生如图 2-11 所示，转折温度范围十分宽。这样，珠光体群体尺寸的降低可能是有利的。肯定有证据 (Garbarz, 1990) 指出当珠光体由无关联的单个群体所组成时，C_V 值可能大量增加。此外，球化珠光体无疑会增加 C_V，见图 2-9。但其作用很复杂，尚待进一步弄清。

·p.65·

2.4 针状铁素体与贝氏体显微组织

贝氏体与针状铁素体具有许多共同的形态学上的相似性，实际上针状铁素体常被当做碳很低的上贝氏体的一种形式。这些组织构成某一类高强度低合金钢（见第 5 章，第 8，9 章），贝氏体结构钢，等温淬火材料，用于供制造压力容器，管道与发电设备的较大截面合金钢的基础，它们也是在焊缝金属与热影响区常可见到的组织（第 16 章）。曾多次测定过它们的性能，但在显微组织与性能间的定量联系上不如在铁素体-珠光体组织上那么成功，这是因为该组织复杂，难于定量地表达其特征，这包括有：

(i) 在‘捆束’内晶粒间低错向的板条状铁素体晶粒的‘捆束’。‘捆束’与原奥氏体晶界是高角度晶界 (Pickering, 1967; Honeycombe 与 Pickering, 1972)。

(ii) 铁素体板条间易变的位错密度与位错排列。

(iii) 在铁素体板条，‘捆束’与原奥氏体晶界上的大碳化物，与下贝氏体中铁素体

板条内的碳化物。

(iv) 富有合金元素的铁素体岛或高碳贝氏体，马氏体或甚至铁素体板条之间的残余奥氏体，即马氏体-奥氏体（MA）成分。

(v) 间隙碳（与氮）与置换溶质的固溶体。

明确与定量地描述以上所有这些特征对机械性能的各单独作用是个难题，特别如果要撇开晶粒的影响的话。

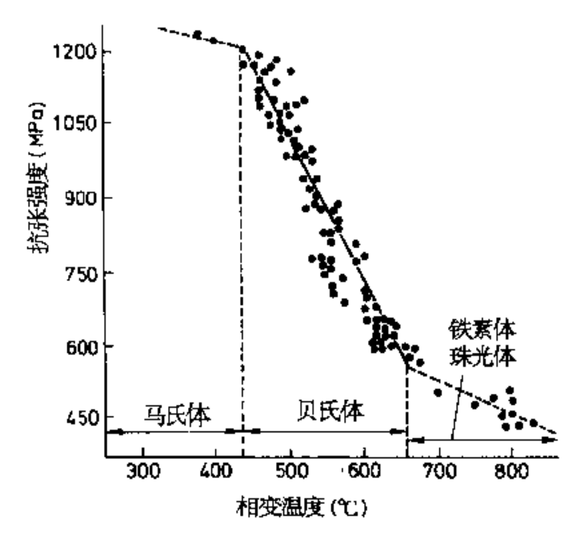


图 2-24 含 0.05%—0.15%C 的低碳贝氏体显微组织的抗张强度与相变温度的关系

2.4.1 屈服应力

由于这些组织的连续屈服，σ_y 通常是指 0.2%条件应力。主要强化机制是来自晶粒度、位错、弥散碳化物与固溶体。人所共知（Irvine 与 Pickering，1957；Pickering，1967）抗拉强度是随相变温度的降低而直线上升（如图 2-24），对这些钢来说条件应力：抗拉强度的比值约为 0.7（Pickering，1978b），因此条件应力或 σ_y 也随相变温度的降低而增加。这是因为所有上述强化机制都随相变温度的降低而增加，但是相变温度即 B_{50} 温度与钢的成分成线性关系（Steven 与 Hayness，1956）. 所以可用以下类型的线性关系式来近似地描述 σ_y：

·p.66·

$$\sigma_y = 170 + 1300\ (\text{wt\%C}) + 160\ (\text{wt\%Mn}) + 160\ (\text{wt\%Cr}) + 130\ (\text{wt\%Mo}) + 88\ (\text{wt\%Ni}) + 63\ (\text{wt\%W}) + 45\ (\text{wt\%Cu}) + 270\ (\text{wt\%V}) \quad (2\text{-}37)$$

多年以前观察到条件应力多少是随 $d^{-1/2}$ 而线性增加，此处 d 是贝氏体型铁素体晶粒的平均线截距，条件应力也随碳化物质点密度的增加而增加（Pickering，1967）。已进一步证实了低碳贝氏体中贝氏体型铁素体晶粒度对 σ_y 的贡献可用 Petch 的分析来描述（Gladman 等，1971），也观察到碳化物 Fe_3C 起了小量弥散强化的作用。一些研究者（Bush 与 Kelly，1971；Gladman 等，1971；Pickering，1967）断定贝氏体型铁素体晶粒度的贡献低于 σ_y 的 50%。

为了试图建立对贝氏体条件应力能预期的关系式，采用了贝氏体型铁素体晶粒度 d 与组织中单位平面截面的碳化物质点数目 n 的独特作用

$$\sigma_y = -191 + 17.2d^{-1/2} + 14.9n^{1/4} \quad (2\text{-}38)$$

应看到 $d^{-1/2}$ 的系数非常近似于多边形铁素体组织的 k_y，而且关系式（2-38）的试验性质可由负的常数得以显示，后者指明存在有一个临界的碳化物分布值，低于此值时碳化物对强度不起作用。因此在上贝氏体，处于贝氏体型铁素体板条边界的碳化物不增加强化作用，因其间距等于或大于贝氏体型铁素体尺寸，但在下贝氏体，碳化物确对强度起作用，因它们发生在铁素体板条之内。可能在关系式（2-38）中，n 可被关系式

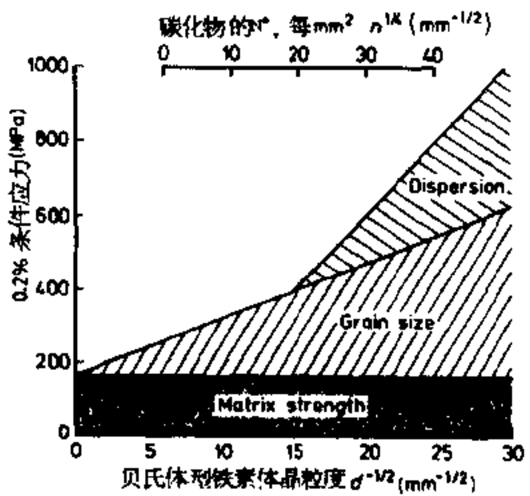


图 2-25 贝氏体型铁素体晶粒度与碳化物弥散强化对含 0.05—0.15wt%C 低碳贝氏体显微组织的 0.2%条件应力的贡献

·p.67·

(2-4) 中的 σ_p 项所代替，该式已证实对描述碳化物弥散强化很合适有效（Onel 与 Nutting，1979；Gladman 等，1971，1977）。关系式（2-38）的结果见图 2-25，这里指出只有当贝氏体型铁素体板条尺寸较细小，即在形成下贝氏体的较低相变温度且含有处于铁素体板条内的碳化物时，碳化物的强化才能起重要作用。在 4% Mn 的'Fama'类钢中的针状铁素体组织中，上述这类分析已获得进一步的证实（Plaut，1974），同时此概念已成功地用于近期有关回火马氏体的研究（见 2.6 节）。也有人提出（Bush 与 Kelly，1971）由于贝氏体的剪切相变的本质，位错强化可在贝氏体中起明显作用，且随相变温度的降低而增加，可用下式加以描述：

$$\sigma_d = 1.2 \times 10^{-3}\ (\rho)^{1/2} \tag{2-39}$$

式中，ρ 是位错密度（线数/cm^2）。

实际上没有有关贝氏体的固溶强化报道，虽然类似如表 2-1 所提出的数值可能是合适的。但是对通常连续冷却形成贝氏体中，能找到的 MA 成分的作用已有所评述。已有 MA 成分对 σ_y 的贡献 σ_{MA} 的报道如下（Bush 与 Kelly，1971）：

$$\sigma_{MA} = 360 + 900 f_{MA} \tag{2-40}$$

式中，f_{MA} 是 MA 成分的体积分数。

在 Hall-Petch 关系式中，采用贝氏体型铁素体板条宽度所得的强度作用太高，但采用原奥氏体晶粒度，似乎可得出较合适的数值。更合适的评估可能是采用贝氏体型铁素体的'捆束'尺寸。

鉴于贝氏体与多边形铁素体组织中的 $d^{-1/2}$ 的系数相似，以多边形铁素体组织为基础，但包括沉淀硬化项 σ_p 与位错强化项 σ_d 曾用以描述低碳贝氏体/针状铁素体的 σ_y（Gladman 等，1977）。除去固溶强化项后所发展的关系式为

$$\sigma_y = 88 + 15.1 d_L^{-1/2} + \sigma_d + \sigma_p \tag{2-41}$$

式中，d_L 是贝氏体型铁素体晶粒尺寸（mm）的平均截线距 σ_d 是关系式（2-5）所描述的位错强化项，σ_p 是关系式（2-4）所描述的沉淀硬化项或下式（Onel 与 Nutting，1979）所描述的：

$$\sigma_p = \frac{0.015}{\lambda} \cdot \ln \frac{D}{2|b|} \tag{2-42}$$

式中，λ 是碳化物间距（μm），D 是碳化物质点直径（Å），b 是滑移位错的柏格斯（Burgers）矢量。

有人曾提议，对碳十分低的针状铁素体钢（Whiteman，1977）的关系式（2-41）中的晶粒度系数应自 15.1MPa·mm$^{-1/2}$ 增至约 17MPa·mm$^{-1/2}$，这就使其更接近关系式

(2-38) 中的数值，而后者可能合并了来自板条位错与亚晶界的作用。

2.4.2 韧性

对贝氏体与针状铁素体组织中的夏比平台能值 C_V，几乎没做什么研究但是很明显提高碳含量会降低 C_V（Irvine 与 Pickering，1963；Pickering，1977）。也可推断增加σ_d 与 σ_p 会降低 C_V（Irvine 与 Pickering，1963）。因此，注意力将集中于影响延-脆转折温度的因素。

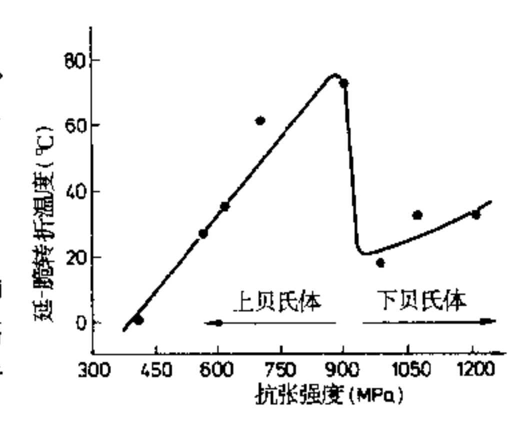


图 2-26 含 0.05%—0.15% C 低碳贝氏体显微组织的延-脆转折温度与抗张强度间的关系

2.4.2.1 延-脆转折温度

对上与下贝氏体，转折温度随强度的增加而增加，观察到上贝氏体比下贝氏体具有更高的转折温度见图 2-26（Pickering，1967），后者所观测到的大部分是由于：

（a）由于板条间大碳化物的开裂，使上贝氏体容易发生解理开裂，且低角度贝氏体型铁素体板条晶界没能力阻止解理裂纹的扩展。

·p.68·

（b）下贝氏体板条内的细碳化物，可阻止解理裂纹的扩展。

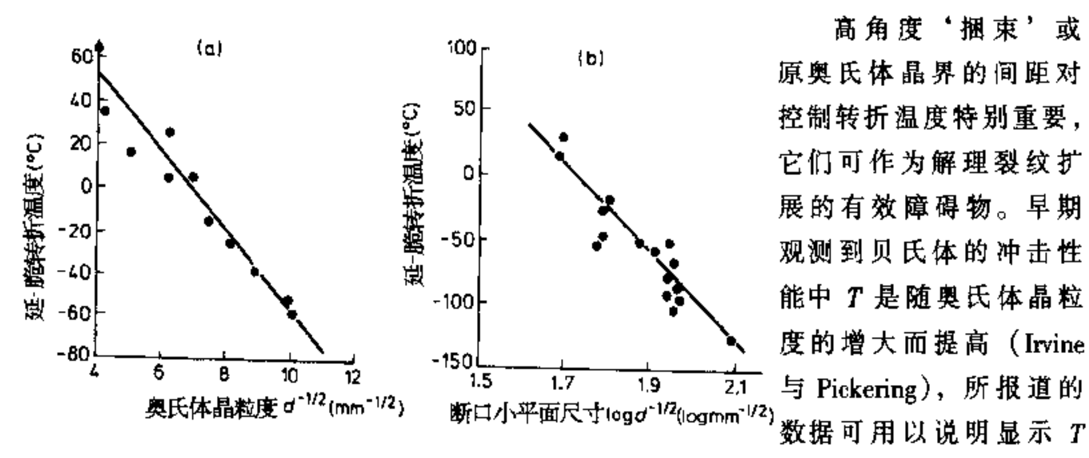


图 2-27 在（a）贝氏体显微组织，（b）马氏体-贝氏体显微组织中延-脆转折温度对原奥氏体晶粒度或断口小平面尺寸的依赖关系

高角度‘捆束’或原奥氏体晶界的间距对控制转折温度特别重要，它们可作为解理裂纹扩展的有效障碍物。早期观测到贝氏体的冲击性能中 T 是随奥氏体晶粒度的增大而提高（Irvine 与 Pickering），所报道的数据可用以说明显示 T 对 $D^{-1/2}$ 的线性依赖关系，此处 D 是奥氏体晶粒度平均线截距，见图 2-27（a）。也已证实（Ohtani 等，1972；Pickering，1977）T 与 $\log d^{-1/2}$之间存在有线性关系，此处 d 现在是单位解理裂纹路径或解理小平面尺寸，见图 2-27（b），此二者均与贝氏体型铁素体及/或马氏体‘捆束’尺寸同义。此分析已在针状铁素体组织中获得进一步证实（Plaut，1974）。

对影响贝氏体组织的 T 的因素分析（Gladman 等，1977）是基于铁素体－珠光体组织的关系式（2-17），但经修正去除珠光体的作用并计入沉淀强化项 σ_p 以及描述低角度板条晶界强化 σ_b 与无规则的林立位错强化 σ_d。所采用删去固溶作用后的关系式为

$$T\ (℃)\ = -19+0.26\ (\sigma_p+\sigma_b+\sigma_d)\ -11.5d^{-1/2} \qquad (2\text{-}43)$$

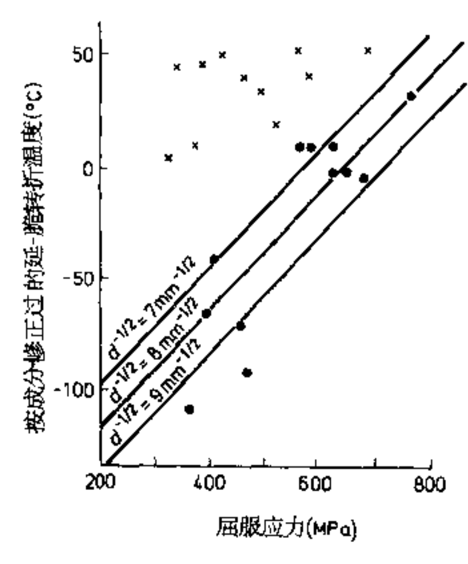
式中，d 项是高角度晶界即“捆束”或原奥氏体晶界的平均线截距。此关系式假定 σ_p，σ_b 与 σ_d 都具有同样的脆化作用，对它们有证据（Pickering，1978a；Morrison，1976）并被接受的观点是低角度铁素体板条晶界不会阻止解理裂纹的扩展。

·p.69·

σ_d 可用关系式（2-5）加以描述，但是由低角度晶界强化的 σ_b 则较难加以评值，因它只是关系式（2-41）中 $15.1d^{-1/2}$项的一部分。高角度晶界通过阻止裂纹扩展增加强度与降低 T，其作用为 σ_y 每增加 MPa 降低 T 为 0.7°C（Pickering，1978a；Morrison，1976；Gladman 等，1977）。反之，低角度晶界增加 σ_y 的同时提高 T，这是因为它们对解理裂纹的扩展不形成障碍物。σ_b 值可自含晶粒度 d 的高角度晶界组织与含贝氏体型铁素体板条尺寸为 d_L 的组织间的屈服强度的差异来取得

$$\sigma_b = 15.1\ (d_L^{-1/2} - d^{-1/2}) \qquad (2\text{-}44)$$

用以上近似式所预期的屈服应力，对延-脆转折温度的关系，可在 σ_y 很宽的范围内与试验数值良好符合，见图 2-28。但在有些低碳贝氏体钢中，由于贝氏体型铁素体板条晶界的粗大碳化物的脆化作用，使 T 达到异常高的值。这些粗碳化物，对 T 的影响就像前面谈过的关系式(2-20)中的细丝状晶界碳化物一样。自贝氏体型铁素体板条中间的高碳贝氏体或马氏体区即 MA 成分可能预料到有类似的脆化现象，但这些作用尚未定量化。



·不含大碳化物的钢
* 含大碳化物的钢
高角度晶粒度，即贝氏体型铁素体捆束尺寸

图 2-28　含 0.05wt%—0.15wt%C 的贝氏体显微组织的屈服应力与延-脆转折温度间的关系

关系式（2-43）对针状铁素体组织的适用性已得进一步证实（Plaut，1974；Whiteman，1977），但似乎用原奥氏体晶粒度代替针状铁素体‘捆束’尺寸可得到更可靠的预测结果。采用所推荐的取向织构参数，见关系式（2-18）也能有效地改善对控轧钢中针状铁素体的 T 的预测，图 2-29 显示织构的一个典型影响。

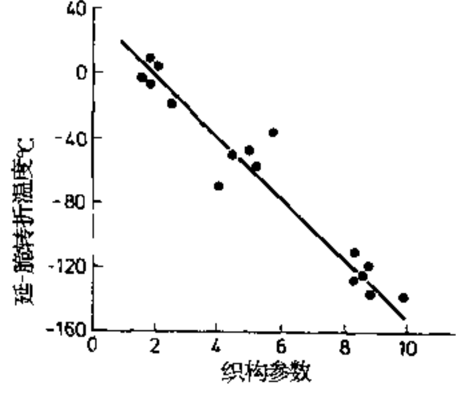


图 2-29　织构参数对控轧针状铁素体显微组织的延-脆转折温度的影响

·p.70·

2.4.2.2　非金属夹杂物的作用

低碳低合金钢的焊缝金属与热影响区，常出现上贝氏体与针状铁素体，其中针状铁素体对韧性特别有利。人所共知夹杂物可供各种形态的铁素体生核。常可发现先共析多边形铁素体，在 MnS 夹杂物上生核；这可能是由于 MnS 周围缺

少锰或是由于 MnS/基体交界面可作为非均匀生核处所的缘故。的确，这类铁素体生核，已被用于含 0.05wt.%S 的钢中产生更多更细晶粒的铁素体，因而使微合金钢的汽车部件具有高的韧性（Nomura，1989）。在中碳 C—V 钢中，曾提议有一种加强晶内铁素体生核的机制，包括最初 VN 沉淀在 MnS 质点上，随后 VC 沉淀于 VN 上，然后铁素体在 VC 上生核（Ochi 等，1988）。

也有迹象表明，硅酸盐或尖晶石类的氧化物夹杂，可供低温相变产物的针状铁素体与贝氏体生核（Dolby，1982；Barritte 与 Edmonds，1982）。最近工作已指明，所想要的针状铁素体转变是由氧化物夹杂所控制（Mills 等，1987；Thewlis，1989）。此中所包含的机制尚不完全清楚，Pickering（1990）曾给予评论。

2.5 马氏体显微组织

对产生马氏体强度的机制，已进行了大量研究工作，但还没有很好地出现定量与能预测的关系式。在韧性参数上则更少有可资应用的定量数据。就强度与韧性来说，显微组织的复杂性使特性的定量化很困难，在现存的许多强化机制中对它们之间进行区别是个问题。未回火马氏体的脆性及含有淬火裂纹的高碳钢的真正危险性，也使一些测得的性能的可靠性令人怀疑。马氏体中所发生的强化机制有：

(i) 固溶中的碳和/或氮；

(ii) 细马氏体片或板条尺寸；

(iii) 低碳板条马氏体中的高密度位错；

(iv) 高碳透镜状马氏体中位错运动受孪晶晶界的限制；

(v) 碳化物的沉淀，特别是在回火与自回火组织中以及碳原子的群集；

(vi) 间隙固溶的碳和氮以及与位错间的相互作用。

这些特点中有许多是互相作用或互相影响，例如碳与各种机制可能不是简单地叠加（Leslie，1966）。碳与/或氮对马氏体硬度的作用示于图 2-30（Pickering，1989）。

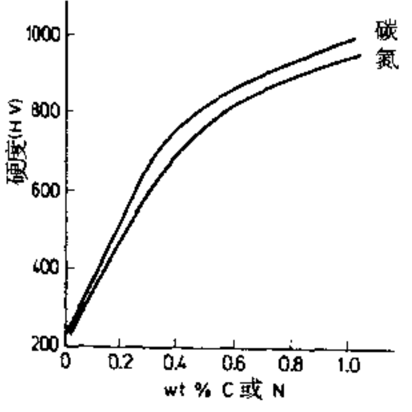


图 2-30　碳或氮对淬火全马氏体组织硬度的影响

据报道碳与/或氮的固溶强化是与浓度的幂函数成线性关系

$$\sigma_y = \sigma_o + k\ (\text{wt\%C})^n \qquad (2\text{-}45)$$

式中，σ_o，k 与 n 是常数。

n 可在 0.33 至 1.00 之间变动，已提出的各种用以描述屈服或条件应力 σ_y 的关系式中典型的一个是（Cohen，1962）

$$\sigma_y = 290 + 1800\ (\text{wt\%C})^{1/2} \qquad (2\text{-}46)$$

合金马氏体通常在一定碳含量时会较硬些（Irvine 等，1960），这多半不是由于合金元素的固溶强化所造成，更可能是由于这样的事实即此时 M_S 被降低，较少有自回火现象的缘故。有人认为，作为碳化物在马氏体中沉淀的碳，其效果可能一倍于固溶之中的碳（Kelly 与 Nutting，1965）且任何沉淀的碳化物会减损固溶强化与碳原子群集强化或

位错气团强化。Pickering 曾讨论过这些作用（1978a)。马氏体晶粒度与贝氏体或针状铁素体晶粒度一样难以确定，但对马氏体板条/片尺寸的作用的估计认为它可提高 450—600MPa，即只占总强度的较小部分（Smith 与 Heheman，1971)。马氏体在高于 ~ －60°C 时发生沉淀或碳原子的重新排列与群集（Winchell 与 Cohen，1962)，其强化作用随碳含量的增加而增加（Chilton 与 Kelly，1968；Irvine 等，1960)。很难区别开群集，沉淀，位错气团以及固溶强化的作用。表 2-5（Kelly 与 Nutting，1965；Smith 与 Heheman，1971；Williams 与 Thompson，1981）提供 $\sigma_y \cong 2000$MPa 的 0.4wt%C 钢中各不同强化机制对其屈服（0.2%条件）应力所做贡献的功效的某些指南。

表 2-5 对不同强化机制在 0.4wt%C 钢马氏体 0.2%条件应力中所做贡献的若干评估

强化机制	强度贡献（MPa）		
	Kelly 和 Nutting (1965)	Smith 和 Heheman (1971)	Williams 和 Thompson (1981)
晶界	-	450—600	620
位错	150—300	-	270
固溶	350	-	400
群集，沉淀等	750	-	1000

2.5.1 屈服（0.2%条件）应力

·p.72·

主要的强化是来自各种形式的碳以及位错，有证据证明晶粒度的作用只占 0.2%条件应力的约 25%—30%（Smith 与 Heheman，1971；Leslie 与 Sobers，1967；Williams 与 Thompson，1981)。已指明原奥氏体晶粒度的变化，对淬火与回火低合金马氏体的强度产生重大的改变（Grange，1966；Porter 与 Dabrowski，1970)。但是，可能原奥氏体晶粒度只是控制马氏体晶粒尺寸或马氏体“捆束”尺寸。事实上已指明，马氏体捆束尺寸与原奥氏体晶粒度有关联（Swarr 与 Krauss，1976）而且屈服应力按照 Petch 型关系与马氏体“捆束”有关联。有意思的特征是含碳马氏体中的“捆束”尺寸系数比不含碳的马氏体的“捆束”尺寸系数大得多（Roberts，1970)。这种屈服应力对“捆束”尺寸的强烈依赖性，被认为是由于碳在“捆束”边界与原奥氏体晶界的偏析所造成，但回火由于形成碳化物可降低 σ_y 对“捆束”尺寸的依赖性（Swarr 与 Krauss，1976)。

另一种对低碳马氏体屈服（0.2%条件）应力的分析（Whiteman，1977)，采用关系式（2-3）的修改式，其中删去了对马氏体强度起作用很小的置换固溶强化

$$\sigma_y = 88 + 28d^{-1/2} + \sigma_d + \sigma_b \tag{2-47}$$

式中，d 是马氏体“捆束”尺寸的平均截距，σ_d 是林立位错强化见关系式（2-5）及 σ_b，它是考虑到关系式（2-44）所给出的马氏体板条晶界强化的平衡项。

图 2-31 示出马氏体“捆束”尺寸对 0.2%条件应力的作用。似乎没有理由为什么 σ_b 项不应完全代替马氏体“捆束”尺寸强化项，尤其是如分析所指出的在有些情况下，马氏体“捆束”边界对强度并不起作用。应注意到 $d^{-1/2}$系数比多边形铁素体中的 k_y 值要

大，这与前面所述的（Roberts，1970）相一致。

2.5.2 韧性

马氏体的硬度和固有的脆性以及可能淬火开裂引起的过早失效，使延-脆转折温度 T 的测定充满未知数。此外平台能 C_V 只能在试验温度测定，而在此温度会发生回火引起的某些分解，同样问题会使转折温度的测定具有不确定性。

·p.73·

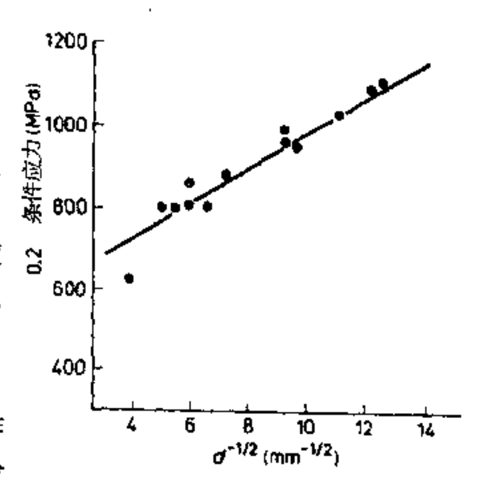


图 2-31 马氏体‘捆束’尺寸（d）对低碳马氏体显微组织 0.2% 条件应力的影响

不管以上诸困难，如果用奥氏体晶粒度作为测定 d 的方法，对低碳马氏体转折温度的分析，已采用关系式（2-43）得到观测与计算数值之间的良好吻合。但如图 2-27（b）所示 T 与马氏体断口小平面尺寸，即“捆束”尺寸之间存在有明显的关系（Ohtani 等，1972）。前已谈过原奥氏体晶粒度与马氏体“捆束”尺寸之间存在某种关系。因此对马氏体“捆束”尺寸常被指明会控制 T 就不足为奇了（Ohtani 等，1972；Norstrom，1976；Naylor 与 Krahe，1974）。出人意外的是，也有人提议低碳钢中的马氏体板条宽度控制着转折温度（Naylor 与 Krahe，1975；Naylor 与 Blondeau，1976），可能在区别板条晶界时会遇到些困难。

关于晶粒尺寸对马氏体组织 C_V 的影响还没有什么可用的定量数据。

2.6 回火贝氏体或回火马氏体显微组织

在回火贝氏体与/或马氏体中显微组织的特征定量问题是很尖锐的，尤其是位错密度随回火温度而变，通常有碳化物质点的多模式尺寸分布，它们可发生在四个不同场所，即板条内，板条上，“捆束”与原奥氏体晶界。此外，在低温回火的中－高碳钢中以及含有强碳化物形成元素如钼与钒，在二次硬化温度回火时，基体中（见第 1 章）将形成细小弥散的 ε（$Fe_{2.4}C$），η（Fe_2C）及合金碳化物（VC，Mo_2C 等），且这些碳化物与基体的共格性，随回火温度与时间而变化，迄今很少或没有有关这些复杂显微组织间的定量关系工作的报道。

2.6.1 屈服应力

对经受充分回火的碳素钢马氏体的研究（Onel 与 Nutting，1979）已给这些较简单的显微组织很大的线索，其结果也许同样适合于充分回火的贝氏体。已有可能区别碳化物完全处于铁素体晶界上，以及部分也有处于回火马氏体晶粒内的显微组织。前者的碳化物对强化不起作用，而屈服应力主要由回火铁素体晶粒度 d 所控制

$$\sigma_y = 108 + 18.2d^{-1/2} \tag{2-48}$$

更确切地说 σ_i 与 k_y 比多边形铁素体中的高，也许这是由于残余位错 σ_i 所引起的，这也将增加如在应变组织中所示的 k_y，且早先在 2.2.2.1 节中曾讨论过。另一方面，在

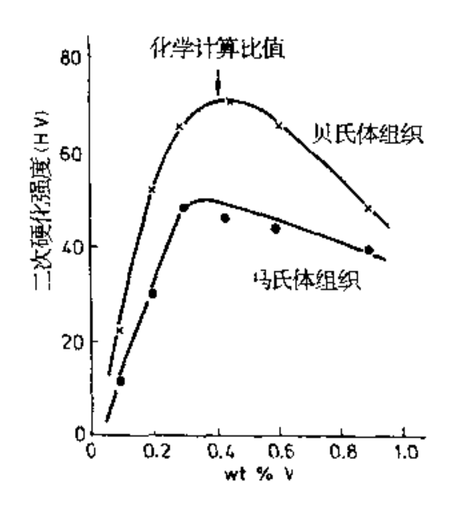


图 2-32 钒对含有原贝氏体或马氏体显微组织的回火 0.1wt%C 钢二次硬化强度的影响，显示在化学计算比值的最大作用

晶粒内含有碳化物的显微组织显示有附加的强化作用 σ_p

$$\sigma_y = 77 + 23.9 d^{-1/2} + \sigma_p \qquad (2\text{-}49)$$

式中，σ_p 见关系式 (2-42) 所描述。

·p.74·

$d^{-1/2}$的很高系数，可能很好地显示出两种强化作用间的无叠加的相互作用。类似分析，也已用于描述在一定应变下的不同显微组织的流变应力。应注意到这种看问题的类似性接近于用以描述低碳贝氏体性能，见关系式 (2-41)，且没有理由为何关系式 (2-49) 所示的关系类型不能应用于回火贝氏体的屈服应力中。合金钢二次硬化的一个有意思特性，是当钢成分处在金属：碳比值 (wt%) 符合沉淀碳化物化学计算比值时，屈服 (0.2%条件) 应力为最大。这种效应发生在原马氏体与原贝氏体显微组织中，如图 2-32 所示的硬度曲线而且即使在严重过时效的显微组织中，此效应仍持续存留，见图 2-33。产生此效应的原因，是在化学计算比值时依赖温度的溶解度处在最高值，因此根据关系式 (2-4) 或 (2-42)，增加了合金碳化物体积分数以产生更多的沉淀强化，见图 2-34 (Pickering, 1987)。

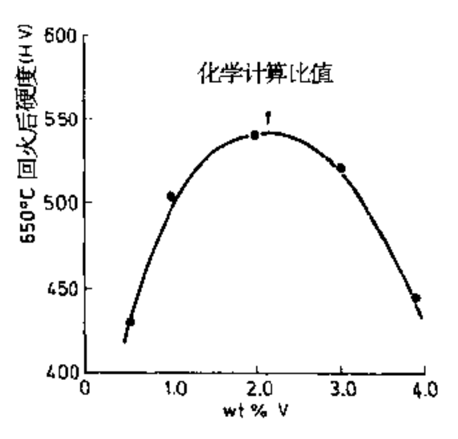


图 2-33 钒对 0.6wt%C 钢马氏体显微组织 650℃，1h 回火过时效硬度的影响，显示在化学计算比值的最大作用

2.6.2 韧性

马氏体与贝氏体回火时，能发生的各种类型的脆化现象（见第 1 章)，妨碍了晶粒度对延-脆转折温度及上平台能值作用的定量分析。虽然没有有用的系统数据，但有证据指明回火马氏体与贝氏体的转折温度 T 随碳含量的增加而增加。

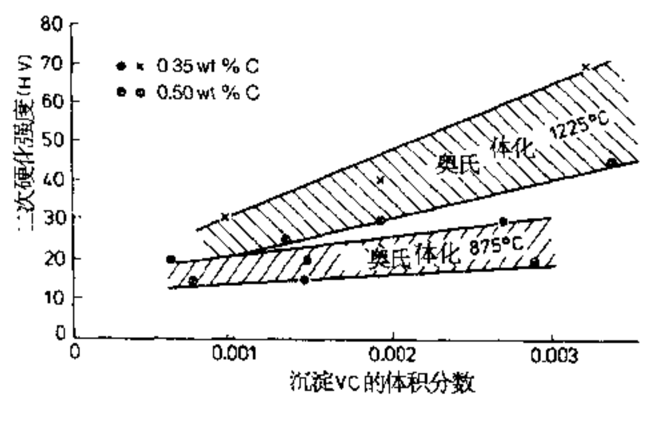


图 2-34 二次硬化强度对 0.35wt%—0.50wt%C 钢马氏体显微组织回火析出 VC 体积分数的依赖关系

·p.75·

回火对回火贝氏体转折温度的影响，一般已被指明为降低 T (Pickering, 1967, 1977; Irvine 与 Pickering, 1963)，这是由于降低了 σ_p 和 σ_d，见图 2-35。此作用实际上是线性，每降低屈服或条件应力 MPa 降低 0.2—0.3°C (Pickering, 1977)。这在回火马氏体中

也得到了进一步证实（Little 等，1977），此处 σ_y 每降低 1MPa 降低 0.2—0.5℃。在向 A_1 温度靠近的更高回火温度，铁素体基体的再结晶与晶粒长大结果使 T 增加，虽然此时 σ_y 仍降低。这情况也可见于图2-35，随 σ_y 降低而增加的 T 与根据关系式（2-17）中铁素体晶粒粗化所预期的情况可精确吻合。

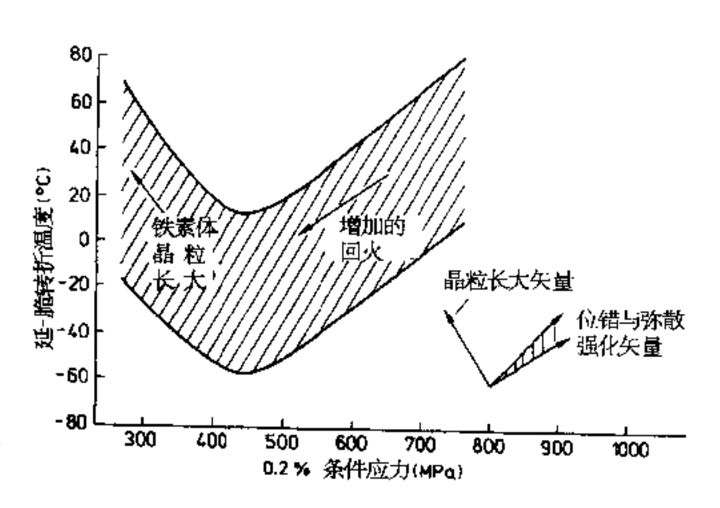


图 2-35 回火对低碳贝氏体显微组织的 0.2%条件应力与延-脆转折温度间关系的影响，表明不同强化机制的作用

正如在贝氏体与马氏体中，有证据指出增加回火马氏体的原奥氏体晶粒度会增加 T（Little 等，1977）。$d^{-1/2}$中每增加 $1mm^{-1/2}$结果增加 T值～23°C。此值约两倍于由多边形铁素体晶粒度所得的值，且可反映了残余位错与溶质元素，但该值与其它马氏体组织研究者所获得的数据一致（Ohtani 等，1972），虽然该处是采用了马氏体"捆束"尺寸。

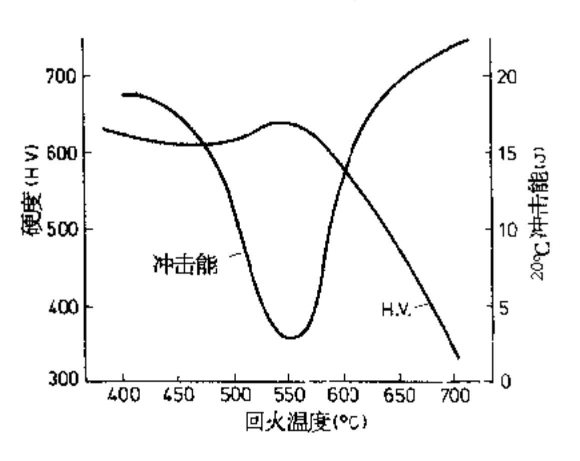


图 2-36 0.4wt% C，5wt% Cr—Mo—V 钢回火时二次硬化所引起的脆化

这些似较琐碎的观测，启发了如果在回火时不发生异常的脆化现象，以关系式（2-17）为基础的分析，可用于把回火马氏体的显微组织与转折温度联系在一起。但是需要加以修正，以便考虑到沉淀与位错强化的作用，且如同关系式（2-43）中要删去珠光体项目，以及考虑到断口小平面或马氏体'捆束'尺寸。可能也需要考虑如同关系式（2-20）所表明的碳化物质点的厚度。

·p.76·

虽有各种类型脆性对回火马氏体韧性影响的一些可用资料（见第 1 章及 Krauss，1980），但尚没见到有定量的关系。这是不足为奇的，因为在某些情况下发生的最低韧性，如图 2-36 发生在二次硬化中的脆化（Contractor 等，1964）以及在图 2-37 中所显示的最低 K_{IC}值。类似作用出现于回火马氏体脆化，可逆回火脆化与上鼻子脆化（Krauss，1980；Pickering，1987），而且还依赖于回火时间。T 的增加总是伴随着脆化，而且脆性断裂机制常由解理变为各种型式的晶间开裂，这些又都妨碍了总的定量分析。

有些显微组织对断裂韧性参数 K_{IC}的作用的数据指出，通过粗化碳化物与降低位错密度来降低强度，多少能同样地提高 K_{IC}（Nordberg，1983；Pickering，1987）。但是，显微组织与 K_{IC}之间的总的关系很少被问津过，这也许是因为 K_{IC}不是材料所固有的一种

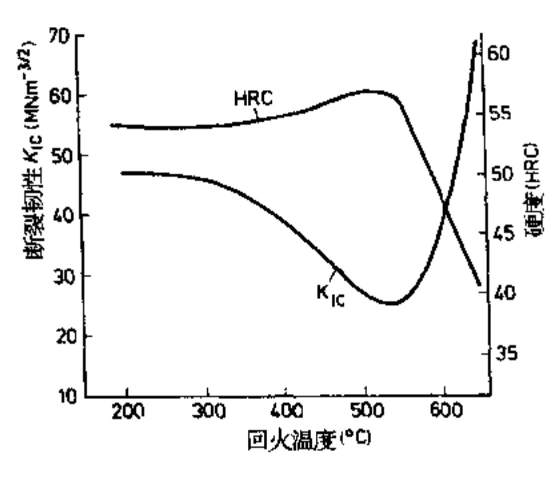


图 2-37　0.4wt% C，5wt% Cr—Mo—V 钢回火时二次硬化脆化对断裂韧性参数（K_{IC}）的影响

性能，而是随试验温度，断裂模式而变。正如所期待的，提高碳含量确会降低 K_{IC}（Nordberg，1983）。

·p.77·

断裂韧性的很多数据是与非金属夹杂物的作用有关联，后者对延性断裂模式的 K_{IC}值有明显的影响（Pickering，1990）。表 2-6（Knott，1974）指出，在高强度钢中增加硫含量与 MnS 的体积分数，会降低淬火与回火显微组织的 K_{IC}值。其它工作也指出，控制延展性与 C_V值的夹杂物分布基本特征，也控制由延性机制发生断裂的高强度钢的 K_{IC}（Dulieu 与 Gooch，1974），见图 2-38，而且 K_{IC}正如同 C_V一样地显示出异向性。有意思的是，当夹杂物体积分数很低时，并没有什么异向性，因为此时晶粒尺寸更为粗大，更易产生解理而不是延性断裂。因此，可以结论为夹杂物对解理断裂的 K_{IC}没有什么影响，而且实际上夏比试验中的解理断裂能量似乎不受夹杂物的重大影响。

表 2-6　wt.%S 与 MnS 体积分数对淬火与回火中碳钢 K_{IC}值的影响

wt%S	体积分数 MnS	K_{IC}（MN·m$^{-3/2}$）
0.008	4.3×10^{-4}	72
0.016	8.6×10^{-4}	62
0.025	1.3×10^{-3}	56
0.049	2.6×10^{-3}	47

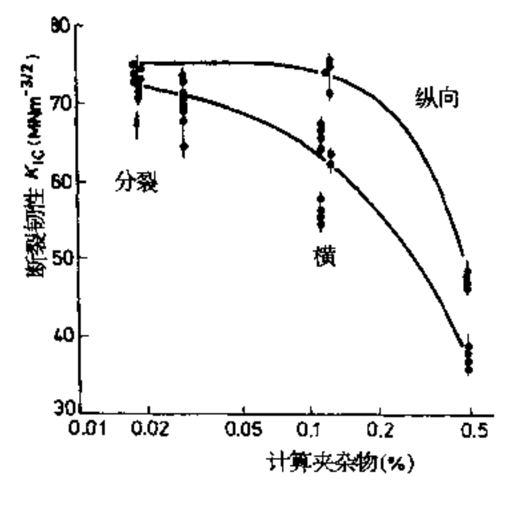


图 2-38　非金属夹杂物含量对淬火与回火高强度钢断裂韧性参数（K_{IC}）的影响，示出韧性的异向性

缺少有关显微组织，特别是回火马氏体或贝氏体中的晶粒度对 C_V值影响的有用数据。正如早先所指出，不大可能有任何明显影响，而且有些虽是有限的证据（Little 等，1977）证明原奥氏体晶粒度没有明显的作用。也有报道 C_V正如所期待的随回火马氏体强度的提高而指数式地下降，因为这可能反映了弥散强化 σ_p 的增加而不是晶粒度的任何作用。

2.7 双　相　钢

双相钢（Kot 与 Morris，1981；Davenport，1979）的发展用以提供在较高强度水平上能有高成形性的钢，它们主要用于各种汽车部件（见第 6，7 章与第 8 章）。此类钢设计成在细晶粒铁素体上，含有马氏体-奥氏体（MA）硬质点的成分。这种显微组织，可通过在临界范围内进行退火，然后在奥氏体岛部分或全部变成马氏体的冷却速度下，进行冷却或是采用另一方案用，以产生这些转变

即控轧与冷却处理（Coldren 与 Tither，1978）。这些钢的屈服应力，不能简单地由关系式（2-3）给出，因为钢中所存在的 MA 质点促进比关系式（2-3）所预测的低得多的应力发生连续的屈服。这种连续性屈服，已被基于铁素体中存在有未锁住的位错所解释，后者是由于奥氏体-马氏体相变（Sakaki 等，1983）产生体积膨胀时，往铁素体中所带入的。另一种可能的解释，是由于马氏体形成所产生的局部内应力，使广泛引起低应力下的塑性形变（Speich，1981），同时另一机制采用转变引起的塑性来解释，而转变是 MA 成分中的奥氏体被变形所引起的。Owen（1980）对双相钢提供了极好的说明。

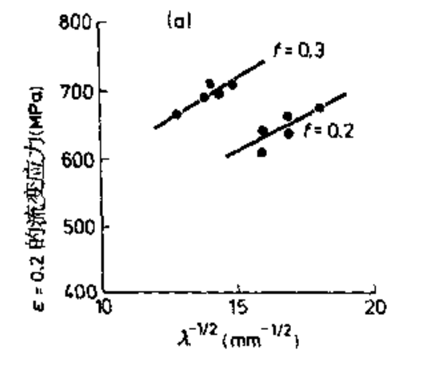
·p.78·

重要的可成形性参数，是在塑性不稳定之前的均匀应变 ε_u 与断裂时的总应变量 ε_T。ε_u 是展伸成形时重要的抗缩颈指示者，且受流变应力 σ_f 与加工硬化速率 $d\sigma/d\varepsilon$ 的影响。在以前的 2.2.2.3 节中已指明 ε_u 大部分与铁素体晶粒度无关。为了获得高的 ε_u 值，与 σ_f 相比，$d\sigma/d\varepsilon$ 应该高，因为 ε_u 是 $d\sigma/d\varepsilon=\sigma_f$ 时数值上的应变。采用含有硬不变形质点的显微组织强化与加工硬化理论（Ashby，1966a，b，1971；Brown 与 Stobbs，1971），已有可能证明流变应力与加工硬化速率，可以准确地预测出来（Balliger 与 Gladman，1981；Lanzillotto 与 Pickering，1982）。以上是可以观测得到的，虽然事实上这些理论与不变形质点任意分布的组织有关联，同时双相钢中的原奥氏体区大部分局限于铁素体晶界，且在冷却过程由于沉淀形成铁素体，使其被分成许多质点。因此许多 MA 质点并不与铁素体晶界重合。上述理论也可以应用在这里，因为 MA 质点的行为确如刚性不变形质点，有试验证明它们在应变大大超过 ε_u 以前不会变形（Balliger 与 Gladman，1981）。σ_f 与 $d\sigma/d\varepsilon$ 数值受 MA 质点体积分数 f_{MA} 与它们尺寸 λ 的控制。对一定 f_{MA} 值，在恒定真应变之下 σ_f 与 $d\sigma/d\varepsilon$ 值和 $\lambda^{-1/2}$ 有关联，即成为 Petch 型的函数。典型双相钢的 $f_{MA}=0.2$，此时典型关系式（Lanzillotto 与 Pickering，1982）是

$$\sigma_{f(\varepsilon=0.2)}=350+18.1\lambda^{-1/2} \tag{2-50}$$

$$d\sigma/d\varepsilon_{(\varepsilon=0.2)}=40.1\lambda^{-1/2} \tag{2-51}$$

$\lambda^{-1/2}$ 对 σ_f 与 $d\sigma/d\varepsilon$ 的影响示于图 2-39，值得注意的有趣影响是，当 σ_f 与 $d\sigma/d\varepsilon$ 随 $\lambda^{-1/2}$ 增加而增加时，$d\sigma/d\varepsilon$ 比 σ_f 增加更快，如关系式（2-51）所示 $\lambda^{-1/2}$ 的系数比（2-50）关系式中的高得多。因此通过细化 MA 质点的尺寸可使 ε_u 达到最大值。理论与观测也指明，$d\sigma/d\varepsilon$ 随 f_{MA} 值的增加而增加，因此要求有尽可能最小尺寸的 MA 质点，能有高的体积分数，以便获得最适当的强度与用 ε_u 所测得的可成形性的配合。



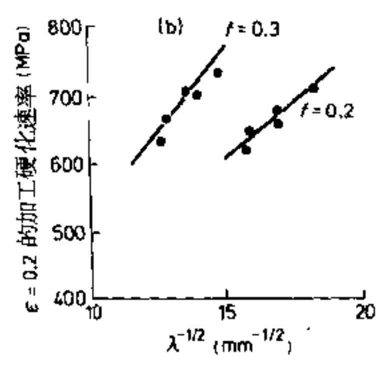


图 2-39 双相钢中 MA 形成质点的尺寸（λ）与体积分数（f）对：(a) 0.20 应变时的流变应力 (b) 0.20 应变时的加工硬化速率的影响

断裂应变 ε_T 也是一种测定可成形性的可靠方法，应该使

其达到最大值。此问题已采用如下的概念来分析，即 MA 质点的开裂是取决于应力（Smith，1968；Barnby，1967）而且质点开裂的生核阶段．因而生核应变对 ε_T 贡献非常大，ε_T 与断裂应力 σ_{fr} 可联系如下：

$$\sigma_{fr}=500+1420f_{MA}+\left[40\left(\frac{f_{MA}}{\lambda}\right)^{1/2}+75\right]\cdot(\varepsilon_T-0.2) \tag{2-52}$$

断裂应力可由下式给出：

$$\sigma_{fr}=720+24.4L^{-1/2}\cdot\left(\frac{\lambda}{\lambda+L}\right)^{1/2} \tag{2-53}$$

式中，L 是 MA 质点间的平均表面-表面距离，L，λ 与 f_{MA} 有如下式相互关联：

$$L=\lambda\ (0.87f^{-1/2}-0.98) \tag{2-54}$$

关系式（2-52）—（2-54）可以计算显示出 ε_T 如何随 λ 及 f_{MA} 而变，见图 2-40。ε_T 的试验数值与预期值明显地良好吻合。有趣的特征是 MA 质点越小．以及质点的体积分数越小，所得 ε_T 值越高，且由于关系式（2-54）中的关系，ε_T 随一定体积分数下 MA 间距的减少而增加。由于此间距大部分将受起始铁素体晶粒度所控制，此作用紧密平行于关系式（2-12）所示的铁素体晶粒度对 ε_T 的作用。·p.79·

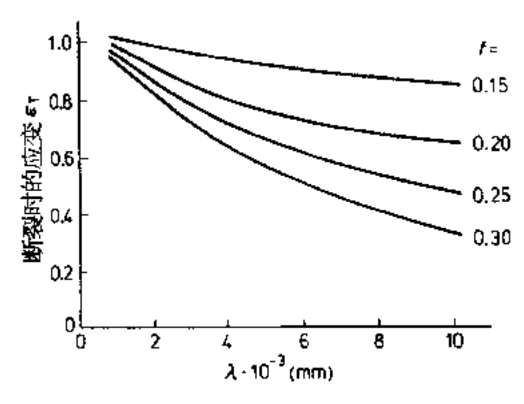


图 2-40　双相钢中 MA 形成质点的尺寸（λ）与体积分数（f）对断裂时应变（ε_T）的影响

2.8 不 锈 钢

不锈钢可分以下几种类型（Pickering，1976，1985）：

(a) 含 10wt%—15wt%Cr 的可相变钢，在回火马氏体状态使用。

(b) 含 >17wt%Cr 的铁素体钢，含有铁素体形成元素如钼、钛、铌、硅、铝，且大部分由完全多边形铁素体的显微组织所组成。

(c) 含 >18wt%Cr 与 >7wt%Ni 以及其它元素如钼、钛、铌等，且大部分由全多边奥氏体的显微组织所组成，此显微组织在室温是稳定的，但当变形或在零下温度时，可能部分或全部变成 ε 与/或 α' 马氏体。

(d) 双相不锈钢，具有广泛的成分范围，但都含有大约相等部分的奥氏体与 δ 铁素体。

以下将讨论每类钢的一些显微组织－性能的关系，有关不锈钢主题在第 12 章全面叙述。

2.8.1 可相变不锈钢

由于显微组织是回火马氏体，2.5 与 2.6 节所考虑到的也可以适用，而且有些作用的描述确在 12wt% Cr 钢中可以见到。为了提高回火抗力与回火后强度（Pickering，

1989）以及蠕变抗力（Oda 与 Fujita，1986；Fujita，1985；Liu 等，1986），这些钢中常提高氮含量。已证实（Irvine 与 Pickering，1965）在一定碳含量时，650°C 回火后 0.2%条件应力随氮的增加而大大提高，见图 2-41。碳与氮的联合对 0.2%条件应力（σ_y）的作用可用以下经验公式来描述：

·p.80·

$$\sigma_y = 710 + 770\ [\text{wt\%C} + 2\ (\text{wt\%N})] \tag{2-55}$$

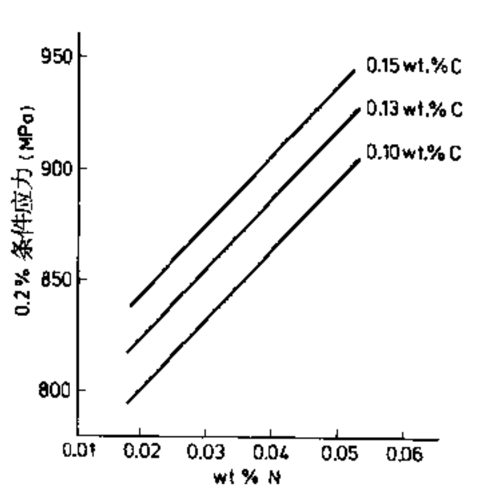


图 2-41　氮对不同碳含量的 12wt% Cr—Mo—V 钢 650℃1 小时回火后的 0.2%条件应力的影响

此关系式所得结果示于图 2-42，它只是反映了随碳与氮含量增加而增加了的碳化物/氮化物体积分数的作用，可能也提示了碳化物与氮化物在回火马氏体中，也产生了更细的铁素体晶粒度的作用。

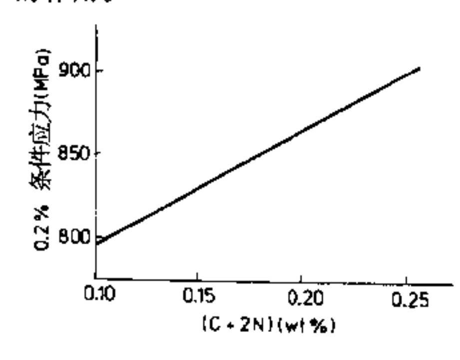


图 2-42　碳和氮联合含量对 12wt% Cr—Mo—V 钢 650℃ 回火 1h 后的 0.2%条件应力的影响

这些钢的转折温度 T 也包含在 2.6 节的有关讨论中，但应提到由于高铬含量的脆化作用，T 可能比低合金钢中的高一些。

2.8.2　铁素体不锈钢

17—25wt% Cr 不锈钢中的显微组织-性能关系决不像低合金钢多边形铁素体中那么简单，因为：

(i) 本铁素体极易含有多边形化的亚晶粒，它影响屈服应力但不影响延-脆转折温度。

(ii) 此组织常含有马氏体区，或回火马氏体，它们来源于固溶处理温度时出现的奥氏体。增加奥氏体数量能使铁素体晶度不断细化，这是由于第二相的钉轧质点作用，见图 2-43。

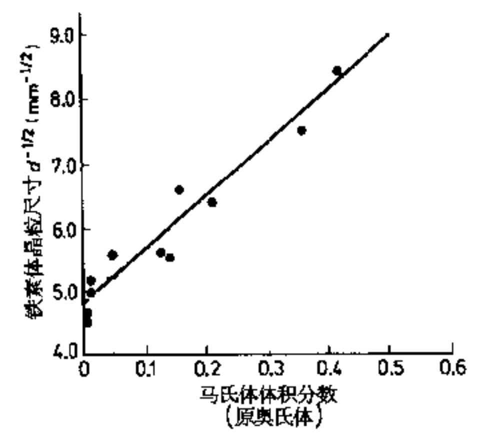


图 2-43　自固溶处理温度存在的奥氏体所产生的马氏体体积分数对低碳 17wt% Cr 铁素体不锈钢晶粒度的影响

(iii) 尚不知道在高铬铁素体中的间隙碳与氮的溶解度。

(iv) 会发生置换－间隙相互作用，明显影响了固溶强化。

(v) 许多间隙与置换溶质具有明显的脆化作用，增加了延-脆温度。但是如果形成了稳定的氮化物或碳化物如 TiC，TiN，NbC 或 NbN，可观测到铁素体晶粒的细化，它对屈服应力与转折温度都有深刻的影响。随之发生的溶质从溶体中退出，特别是间隙溶质会显著影响转折温度。

·p.81·

(vi) 在某些热处理条件下（见第12章），发生 α″富铬固溶体（475℃脆性）以及 σ 相沉淀析出产生显著的脆化作用。鉴于这些复杂的相互作用，组织-性能关系远未能充分明了（Pickering，1976，1979b）。

2.8.2.1 屈服应力

按照 Petch 关系，铁素体晶粒度的细化增加屈服应力 σ_y，但是，宏观铁素体晶粒含有许多亚晶粒其本身会影响 σ_y，因此屈服应力取决于亚晶粒尺寸。对不含有亚晶的经过充分再结晶的 17wt%—25wt% Cr 铁素体钢，已确立一关系式（Lewis 与 Pickering，1983）如下：

$$\sigma_y = 36 + 8.5\ (\text{wt\%Cr}) + 58\ (\text{wt\%Mo}) - 107\ (\text{wt\%Ti}) + 15.9d^{-1/2} \tag{2-56}$$

σ_y 值很相似于低碳铁素体－珠光体钢，见关系式（2-3），但 σ_i 则低得多。很明显这里存在有间隙溶质的若干作用，这可由钛的负系数看出来，由于钛形成 TiC 或 TiN 而把间隙溶质搬开。已说过固溶作用与低合金钢中相似（Pickering，1972），但这是可疑的，因为铬与钼在关系式（2-56）中的固溶强化系数，大大高于表 2-1 对低碳低合金钢所给的数据，且可能表明，由于与间隙溶质形成复杂的群集，增加了固溶强化的效率。这也可自碳和氮的固溶强化系数每 1wt% 只有 ~800MPa，显示出它们比低合金钢中的小得多。对此，除掉形成群集的任意间隙溶质可能是个理由。

2.8.2.2 韧性

由于处于低角度时亚晶粒晶界并不阻碍解理裂纹的扩展，转折温度 T，只取决于高角度晶界多边形铁素体晶粒的尺寸。与软钢或高强度低合金钢相比，由于有大量溶于铁素体铬的脆化作用（Semchysen 等，1971），本钢的 T 要高得多而且 T 也随间隙溶质含量的增加而增加，见图 2-44。细化铁素体晶粒对 T 的影响见图 2-45 且可描述如下：

$$T\ (℃) = 80 - 11.5d^{-1/2} \tag{2-57}$$

·p.82·

由上式可见到 $d^{-1/2}$ 的系数与关系式(2-17)中低合金铁素体一样，但此中常数约高 100℃，即铬引起了脆化。也有人报道在高铬铁素体钢中，如果间隙溶质含量很低时，T 不太受晶粒细化的影响(Abo 等，1977)，但此不平常作用的理由尚不得而知。同一工作也指出，在固溶处理温度增加奥氏体含量有降低 T 的作用。这是由于铁素体晶粒细化如图 2-43 所示，至少 T 的变化有 70%是由于此作用引起的。

已报道过的一个有趣的作用，是在铁素体晶界上大个铬氮化物沉淀的极有害的作用。自晶界大碳化物也可预测到有类似的作用，这无疑是由于它们倾向于开裂与提供解理断裂的生核，见关系式(2-20)。

许多置换溶质提高 T，但据报道镍可改善韧性。间隙溶质碳与氮对韧性有害，见图 2-44（Semchysen 等，1971；Llewellyn 等，1972），且它们的作用很相似，每增加 0.01wt% (C+N)，增加温度 80—100℃，类似氮在低合金铁素体中的作用。但由于作为不溶解的

碳化物/氮化物而移开碳与氮，因而产生复杂的影响，例如加入钛与铌首先降低 T，因碳与氮脱溶，形成的质点限制晶粒长大，并使晶粒尺寸细化(Semchysen 等，1971)。只有当碳与氮已大部分自固溶脱出后才能观测铌或钛对韧性的有害作用。

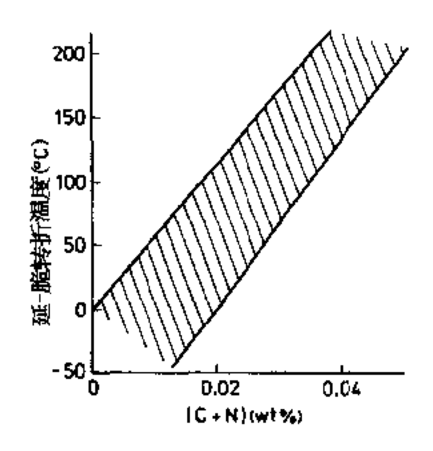


图 2-44 碳与氮联合含量对低碳 18wt%Cr，2wt% Mo 铁素体不锈钢延-脆转折温度的影响

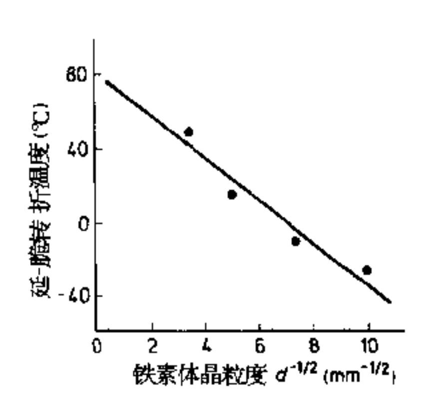


图 2-45 全铁素体不锈钢的铁素体晶粒度和延-脆转折温度间的关系

2.8.2.3 加工硬化与可成形性

目前还没有关于显微组织对延展性作用的定量数据，最近曾对断裂时的总应变量加以定量化的尝试，但大部分结果尚得不到解释。如果有见于所发生的相互复杂作用也许就不足为奇了，这可用当组织中含 40% 马氏体时明显存在有一最低 ε_T 值来作为例证(Pickering，1972)。

对加工硬化的分析结果（Lewis 与 Pickering，1983）得出以下关系式：

$$d\sigma/d\varepsilon_{(\varepsilon=0.1)} = 862 + 111\ (\text{wt.\%Mo}) + 29.5 d^{-1/2} \qquad (2\text{-}58)$$

·p.83·

如在可成形软钢中的情况一样，铁素体不锈钢中的晶体学织构与 $\bar{r}$ 值很是重要。如所预期 $\bar{r}$ 随角上立方 {111} 织构强度的增加而增加，以下是典型的关系式（Lewis 与 Pickering，1983）：

$$\bar{r} = 0.77 + 0.36 \log \left[I_{(111)}/I_{(100)} \right] \qquad (2\text{-}59)$$

本关系式十分相似于铁素体－珠光体中的关系式见（2-14），且似乎没有理由认为为什么 $\bar{r}$ 与铁素体晶粒尺寸 d 之间的关系不应如关系式（2-16）所示那样相类似。也已证明极限拉伸比值（LDR）可用下式描述：

$$\text{LDR} = 0.98 + 0.26\bar{r} \qquad (2\text{-}60)$$

2.8.3 奥氏体不锈钢

对奥氏体不锈钢中显微组织与性能的关系已进行了大量工作，特别是有关条件应力与抗拉强度（Irvine 等，1969；Pickering，1971，1976，1979b），也尝试过对抗拉延伸性

进行定量化，但不太成功。本类钢的可成形性，大部分取决于应变时奥氏体转变成马氏体，它们主要受控于 M_S 温度，晶粒度对此没什么作用。不过，对可成形性将会作些说明。

2.8.3.1 条件应力与抗拉强度

删去固溶强化作用后获得有关0.2%条件应力 σ_y 与抗拉强度 σ_T 的关系式（Irvine等，1969）如下：

$$\sigma_y = 65 + 250\ (\delta)\ + 7.1 d^{-1/2} \tag{2-61}$$

$$\sigma_T = 447 + 220\ (\delta)\ + 12.6 t^{-1/2} \tag{2-62}$$

式中，(δ) 是 δ 铁素体体积分数，d 是奥氏体晶粒尺寸，t 是退火孪晶间距。

σ_y 受晶度尺寸所控制但孪晶间距并无作用。这是因为孪晶间距反映了堆垛层错能，小的孪晶间距表明低的堆垛层错能，它反过来产生高的加工硬化速率。对条件应力，加工硬化没什么作用，因此条件应力只取决于奥氏体晶粒尺寸。反之，抗拉强度是在真应变值约0.4时测得，此时已发生主要的加工硬化，因此如 $t^{1/2}$ 项所显示的，堆垛层错能的影响是主要的控制因素。大的 $t^{-1/2}$ 值显示低的堆垛层错能与高的加工硬化速率。也有可能孪晶界通过阻碍位错引起强化。在高堆垛层错能的奥氏体钢中实际上没有孪晶，此时抗拉强度，只取决于晶粒度（Pickering，1985）。

其它有关晶粒度对条件应力的作用的分析进一步证明了关系式（2-61）中 $d^{-1/2}$ 系数的一般大小（Norstrom，1977；Sandstrom 与 Bergqvist，1977），它比铁素体中的要低得多，这是由于奥氏体中的位错不那么有效地被锁住。

已证实 $d^{-1/2}$ 的系数随钢中氮由0.02增至0.27wt%而增加约2.5倍（Norstrom，1977）。氮增加 $d^{-1/2}$ 系数的这些作用可能是由于它降低堆垛层错能并使有更多的位错相互影响与彼此锁住的作用。用以描述氮含量、晶粒度与温度对 σ_y 影响的经验公式（Norstrom，1977）是

·p.84·

$$\sigma_y = 15 + 33000/T + 65\left(\frac{1600 - T}{T}\right) \cdot\ (\text{wt\%N})^{-1/2} + \ [7 + 78\ (\text{wt\%N})^{-1/2}]\ \cdot d^{-1/2} \tag{2-63}$$

式中，T 是绝对温标 K。

有人认为 δ 铁素体对 σ_y 的影响是，由于弥散强化，合金元素在奥氏体与 δ 铁素体间进行分配，纤维强化以及两相不同膨胀系数引起在软奥氏体中产生位错（Irvine等，1969）。这些解释没有一个令人完全满意。δ 铁素体产生的一个有趣作用是细化所产生的奥氏体晶粒度，这使其进一步起强化作用，达到与超过铁素体本身，如图2-46所明显示出，图中指明，在出现 δ 铁素体的铬含量时，晶粒细化所产生的强化是如何急剧地增加。

许多不同间隙与置换溶解的溶质的固溶强化作用示于图2-47。总的说，溶质与溶剂间的原子直径差别越大，固溶强化系数就越大。这可由溶质元素的固溶强化作用，与其改变奥氏体点阵参数的作用之间的关系中得以显示，见图2-48（Holmes 与 Dyson，1970）。

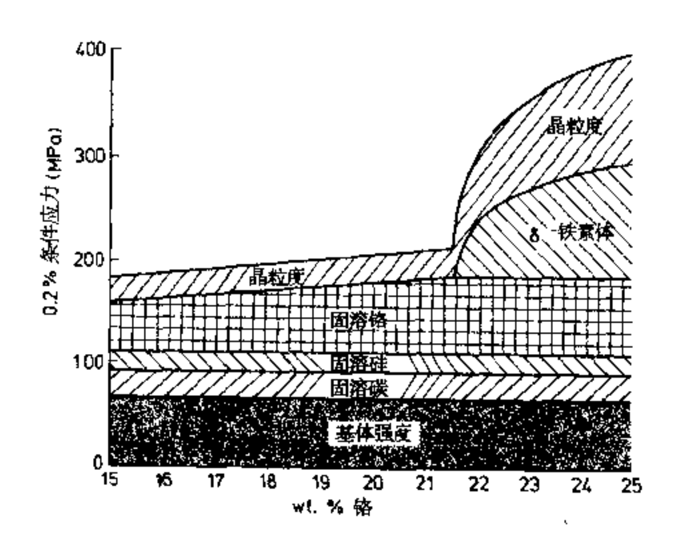


图 2-46 铬含量对奥氏体不锈钢强化机制的影响，表明了 δ 铁素体及伴随的奥氏体晶粒细化的影响

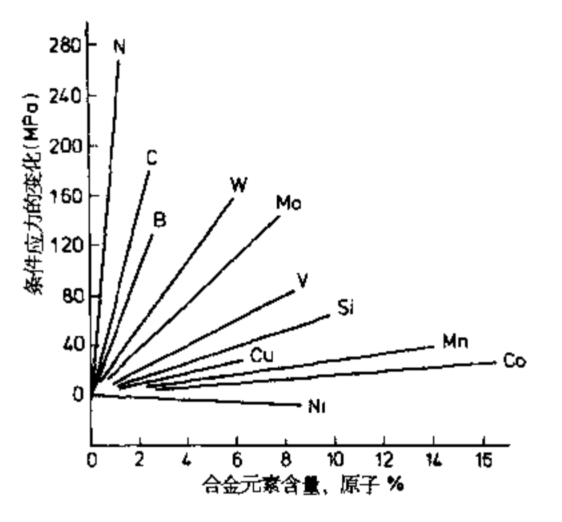


图 2-47 奥氏体不锈钢中不同合金化元素对固溶强化的影响

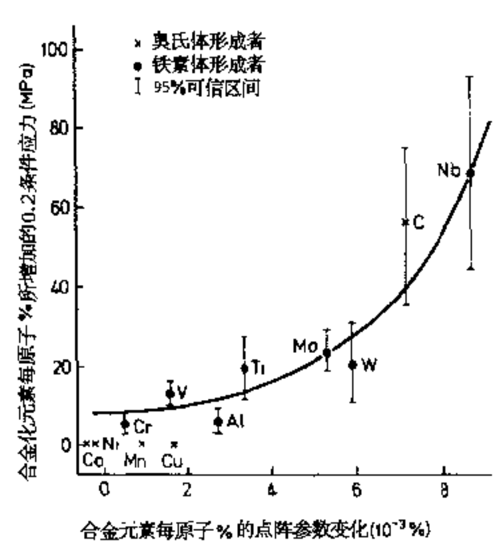


图 2-48 奥氏体不锈钢 0.2%条件应力的增加与不同固溶强化的合金元素所引起奥氏体点阵参数变化之间的关系

2.8.3.2 韧性

·p.85·

只要奥氏体稳定，且不转变为马氏体，奥氏体不锈钢一直到零下很低温度都具有良好的韧性。因此它们常用于低温。稳定的奥氏体钢在通常意义上不显示延-脆转折温度，因奥氏体不发生解理断裂。但是，如果奥氏体转变为马氏体，韧性就显著下降，有时可观测到转折温度。有关其显微组织的作用一般很少引起关注。

2.8.3.3 延展性与可成形性

本题目 Pickering (1985) 已详细讨论过，因此这里只谈一下若干突出论点。

通过它们的高加工硬化速率，尤其是当成形过程形成马氏体时，较不稳定的奥氏体钢特别适于伸展成形，但是为了开发奥氏体不锈钢中的良好深冲性，需要织构成分中的{111}与/或{110}平面平行于薄板面。对奥氏体钢来说，冷轧织构取决于堆垛层错能，轧制温度以及对应变诱发形成马氏体的奥氏体稳定性。再结晶织构取决于最初的冷轧织构及退火时会回复为奥氏体的任何马氏体的织构。由于这些复杂的影响，一般不常获得强的再结晶织构，也很少尝试在生产中通过控制织构来提高深冲性能。

为了生产适于深冲的奥氏体钢，要求有良好的退火组织，不存在δ铁素体以便有低的条件应力，与低的成形负荷。材料应有最低的固溶强化，且不许有高的加工硬化速率，即应有尽可能高的堆垛层错能。此外，奥氏体应该稳定，在应变过程中不可形成马氏体，而在许多报道事例中的应变诱发马氏体降低了18wt% Cr，8wt% Ni钢的深冲性。这，正如以后所指出，可与应变诱发时马氏体对展伸成形性的作用相对比。最后，未溶解的TiC/NbC质点可显著降低总的延展性（Pickering，1976），应尽量避免，此外非金属夹杂物也应如此。

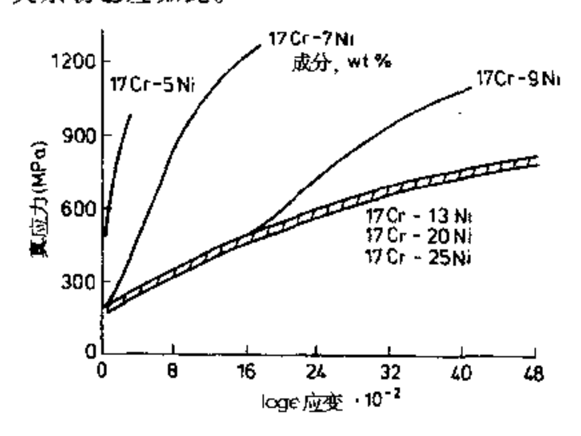


图 2-49 镍含量对不同镍的17wt%Cr奥氏体不锈钢的真应力-真应变曲线的影响，显示应变诱出形成马氏体的作用

·p.86·

对承受展伸成形的奥氏体不锈钢来说，要求有高的均匀应变ε_u。这可通过增加相对于流变应力的加工硬化速率得以达到。对有优越展伸成形性的钢，变形时形成马氏体的温度M_d对应变时形成马氏体来说应是足够的高。这使马氏体形成时流变应力σ_f迅速增加见图2-49，此时伴随有大量增加的$d\sigma/d\varepsilon$，见图2-50。由于σ_f与$d\sigma/d\varepsilon$取决于堆垛层错能与奥氏体对形成马氏体的稳定性，因此不可能把σ_f或$d\sigma/d\varepsilon$与晶粒尺寸联系起来。同样地没有描述ε_u的简单关系式。但是，已有可能从已知成分对M_d温度的影响中预期出ε_u（Gladman等，1974；Gladman与Pickering，1983）。当σ_f确随晶粒度的降低而增加时，晶粒度并不太大影响$d\sigma/d\varepsilon$。因此随晶粒尺寸的降低ε_u趋于降低，但奥氏体成为马氏体的转变具有很深远的作用。有人发现在真应变$\varepsilon=0.2$形成2%—6%马氏体时可得最大值的ε_u，这可通过调整成分因而支配M_d温度来进行控制。在奥氏体不锈钢通常所见到的晶粒范围看出，晶粒度对M_d的影响不大。有人推出列线图来预

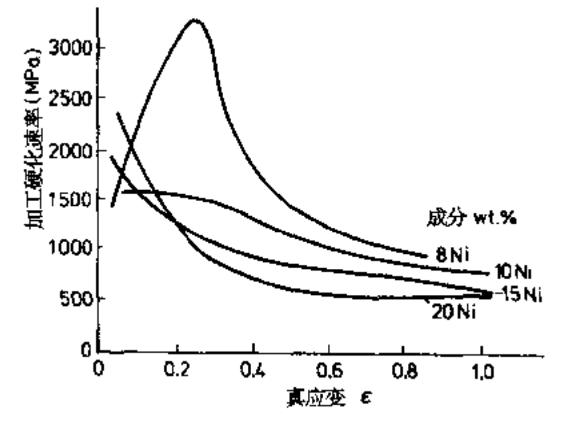


图 2-50 作为真应变函数的镍含量对不同镍的17wt%Cr奥氏体不锈钢加工硬化率的影响，显示应变诱出形成马氏体的作用

测达到最大 ε_u 所需的镍含量，也就是对一定成分钢的伸展可成形性的预测，见图 2-51（Pickering，1985）。因素 Cr″是影响 M_d 成分途径的一种衡量方法。已发表的另一个列线图（英国钢铁公司，1981）指出，ε_u 如何随真应变 0.2 时应变诱出的马氏体的数量而变化，见图 2-52。此图也指出与 M_d 温度有关联的成分因子对应变诱出马氏体数量的作用，使钢的全面成分达到最优化。一个有趣的特征是在应变诱出马氏体最适度数量时均匀应变，因而展伸可成形性随碳含量的增加而增加，这实际可自图 2-51 推测到。这是由于加工硬化速率是随碳含量的增加（增加强度）而增加。很明显粗晶粒度更为有利，因这将降低相对于 $d\sigma/d\varepsilon$ 的 σ_f，因而增加 ε_u 以及降低成形载荷。

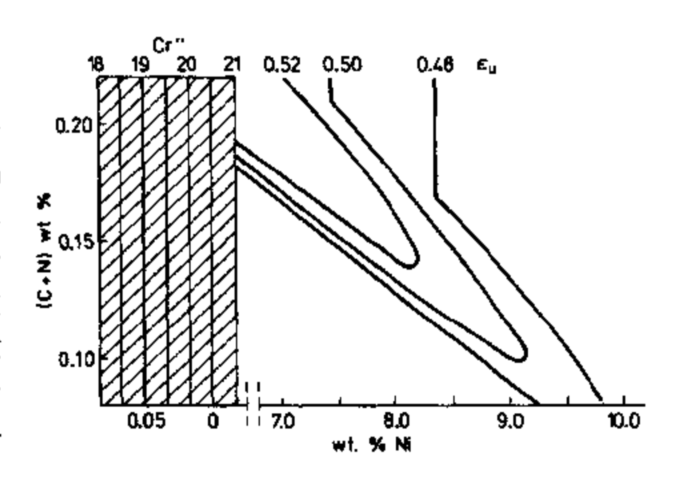


图 2-51 显示碳与氮（C + N），当量铬含量（Cr″）与镍对奥氏体不锈钢均匀真应变（ε_u）的影响的列线图

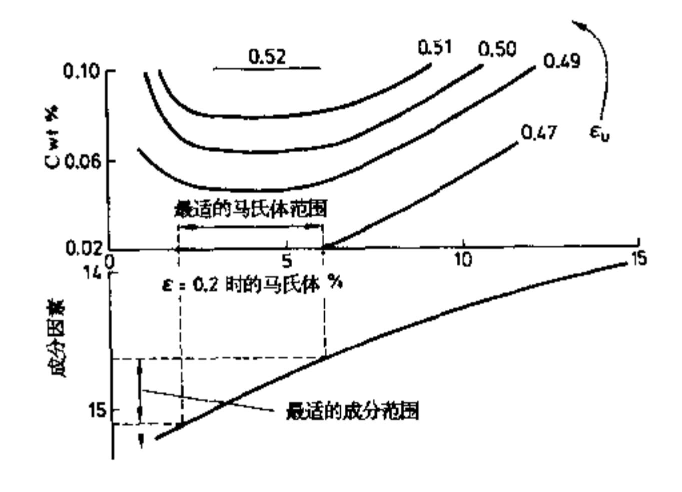


图 2-52 显示碳，真应变 0.2 时的应变诱出马氏体含量与成分因素对奥氏体不锈钢均匀真变形（ε_u）的影响的列线图成分因素 = 18(wt%C) + 13(wt%N) + 0.9(wt%Ni) + 0.27（wt%Cr） + 0.47（wt%Nn） + 0.53（wt%Mo） + 0.97（wt%Cu）

·p.87·

最后，高的断裂应变一般说有利于可成形性，但并未发现 ε_T 可通过可靠的回归关系式来表达。这是因为在接近断裂的高应变情况下，可能形成一些马氏体，特别是当应变集中发生在正在生长的延性断裂空隙的表面。这些作用在溶质浓度与 ε_T 之间的关系上促使产生一极大值（Pickering，1971，1976，1979b）。但用一般抗拉试验所测定的断面收缩率（A 的 %R）可描述如下：

$$A \text{ 的 } R\% = 77 + 0.81\,(\text{wt\%Si}) + 0.94\,(\text{wt\%Mo}) + 1.3\,(\text{wt\%Cu}) + 1.6\,(\text{wt\%Al}) - 0.20\,(\text{wt\%Ni}) - 6.6\,(\text{wt\%Nb}) + 0.99t^{-1/2} - 1.0d^{-1/2} \quad (2\text{-}64)$$

·p.88·

溶质含量的可变作用，反映了成分对 M_d 和应变诱出形成马氏体的可变影响，而且不能与元素对堆垛层错能的作用有关联。A 的面缩率 R 随晶粒尺寸的降低而降低反映了 σ_f 的增加，并提示了 ε_u 与 ε_T 具有明显的关系。晶粒度的作用很小，其它工作对此已作了进一步证实（Norstrom，1977），但降低孪晶间距对增加断面收缩 R 的作用得不到满意的解释。但是降低堆垛层错能，可能比流变应力更能增加加工硬化速率，这样增加了

ε_u 因而增加了 ε_T。应注意到（Pickering，1985），即使在奥氏体不锈钢中非金属夹杂物也显著降低 ε_T。

2.8.4 双相不锈钢

双相不锈钢由大约相等含量的奥氏体与 δ 铁素体的显微组织所组成。因此，它们比标准的奥氏体不锈钢的强度高，而且具有更好的抗应力腐蚀与抗开裂的能力，此外有良好的可焊性，容易热加工与易生产成铸件，见第 12 章。

2.8.4.1 屈服或条件应力

在一宽的 δ 铁素体含量范围内 0.2%条件应力，随铁素体含量的增加而线性地增加（Gibson 等，1968；Floren 与 Hayden，1968），见图 2-53。此图指出随铁素体体积分数每增加 0.01，条件应力增加 2.75MPa。这很接近于主要为奥氏体的钢中所获得的铁素体的作用，如关系式（2-61）即 250MPa。实际上此吻合是很特别的，因为铁素体体积分数，对 0.2%条件应力的线坡很依赖于两个相的晶粒度与固溶强化。据报道（Floreen 与 Hayden，1968），各个相的屈服或 0.2%条件应力服从 Petch 关系，对奥氏体晶粒度的关系，已在图 2-54 中获得证实。也已证明（Hayden 与 Floreen，1970）随铁素体/奥氏体界而面积的增加，条件应力也会增加，见图 2-55。界面积的增加意味着铁素体质点尺寸的减小，结果细化了奥氏体晶粒度。此外，图 2-55 指出对一定的界面积，条件应力，随铁素体体积分数的增加而增加。还有两个作用也很明显，即随铁素体体积分数的增加，晶粒细化对提高条件应力的作用也更加明显，而随组织的更加细化，增加铁素体体积分数对条件应力的作用变得更大。

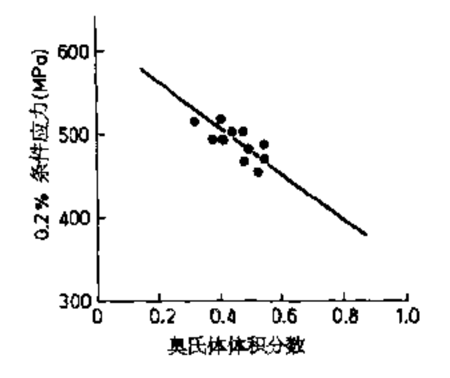


图 2-53 奥氏体体积分数对双相不锈钢 0.2%条件应力的影响

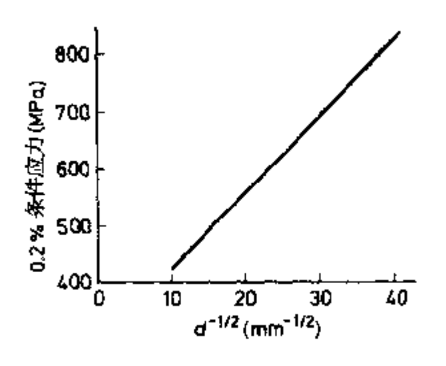


图 2-54 奥氏体晶粒度（d）对含 50%δ 铁素体双相不锈钢 0.2%条件应力的影响

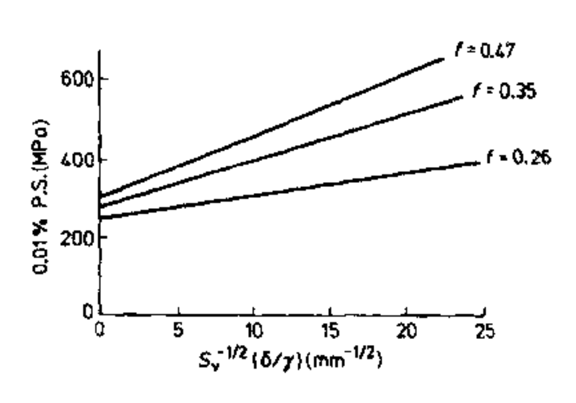


图 2-55 δ 铁素体/奥氏体界面积 S_V 与 δ 铁素体体积分数（f）对双相不锈钢 0.01%条件应力的影响

·p.89·

有人建议双相不锈钢的0.2%条件应力可能服从一简单的混合物规律，假定在两相变形时有一个等同应变的准则（Floreen 与 Hayden，1968）。有些数据显示在铁素体含量广泛范围内存在有上述情况，但确指出约在50%铁素体时偏离了上述的简单规律。此种偏离并不是由于固溶强化的差异，因为所有使用的钢，都是在两相区沿着一条连线，因此每一相的成分将是恒定的。但是，据说合金的晶粒度有变化，这就可能部分地引起偏离混合物规律，尤其如果铁素体与奥氏体晶粒尺寸都在变化时。实际上图2-55的证据提示了简单混合物规律可能不会完全有效。然而有人建议作为初步近似值，双相不锈钢的条件应力可采用以下类型的关系式来描述：

$$\sigma_y = f_\delta\ (\sigma_{i\delta} + k_{y\delta} \cdot d_\delta^{-1/2})\ +\ (1 - f_\delta)\ (\sigma_{i\gamma} + k_{y\gamma} \cdot d_\gamma^{-1/2}) \quad (2\text{-}65)$$

式中，f_δ 是铁素体体积分数 $\sigma_{i\delta}$ 与 $\sigma_{i\gamma}$ 各是δ铁素体与奥氏体的摩擦应力，$k_{y\delta}$ 与 $k_{y\gamma}$ 各是δ铁素体与奥氏体的晶粒尺寸系数，d_δ 与 d_γ 各是铁素体与奥氏体晶粒尺寸的平均线截距。

当然，$\sigma_{i\delta}$ 与 $\sigma_{i\gamma}$ 不会是恒定的，而将取决于由两相之间的溶质分配所产生的固溶强化。这种分配将很依赖于钢的成分。

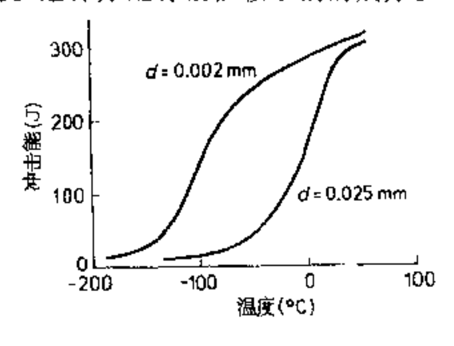


图 2-56 晶粒尺寸（d）对双相不锈钢延-脆转折曲线的影响

2.8.4.2 韧性

还缺少有关双相不锈钢韧性的系统研究工作，但是随铁素体含量的增加，延-脆转折温度 T 也增加。但晶粒尺寸是很重要的，对一定的铁素体体积分数，T 随晶粒细化的增加而降低如图2-56。如果进行冲击试验时奥氏体会转变为马氏体，则似乎 T 并不受不利的影响，这可能是因为相界面仍能阻止解理裂纹的扩展，也因为此马氏体的碳含量十分低。

2.8.4.3 可成形性

·p.90·

更确切地说，双相不锈钢的冷成形性，不如通常奥氏体不锈钢，也许这是由于前者有更高的强度。对双相钢的变形（Blicharski，1984a；Dollar 与 Gorczyca，1983）与退火（Blicharski，1984b）研究指出，奥氏体比铁素体在更低应变时变形并迅速加工硬化。合金元素的进出奥氏体的分配，可通过影响奥氏体堆垛层错能，来控制加工硬化与通过分配对奥氏体 M_d 温度的作用来控制马氏体转变。一旦奥氏体充分加工硬化，铁素体才开始变形。一般说，双相不锈钢总的加工硬化速率是处于铁素体与奥氏体加工硬化速率的中间。通过各种方法也有可能藉提高 M_d 温度使奥氏体不稳定，这样应变时就可转变为马氏体（Hull 与 Pickering，1977）。由于增加了 ε_u，这样可改善展伸成形性，见2.8.3.3节。由于δ铁素体对奥氏体不锈钢总的延展性没什么影响见关系式（2-64），可预期双相不锈钢具有合适的抗拉延伸性，此时要记住它们比普通奥氏体钢有更高的强度。

2.9 结　语

目前有很多有关多种类型钢的显微组织－性能关系与不同显微组织的报道。总的说，可以见到有一套基本原理可应用于显微组织的广泛范围。这些原理对发展高性能钢具有很大价值，但是报道的数量与深度不很均匀。有关多边形铁素体，多边形奥氏体以及珠光体组织的报道要比奥氏体剪切相变的产物，即马氏体，贝氏体与针状铁素体的多得多。这是因为后者显微组织的复杂性，使其特征的定量处理异常困难。

本章只识别某些主要的组织-性能关系。还有许多与组织有关的其它性能，其中主要有疲劳与蠕变性能。它们与显微组织的定量关系较少被广泛研究过，但其中有些已被评述过（Pickering，1978b，1985，1987，1989，1990，1991），这些评述有时也涉及显微组织与工艺流程的关系，以及用户的性能，如某些有关腐蚀性、可切削性、可焊性等，可能后者有关用户性能的领域在将来会有最大的进展。

2.10 参考文献

Abo，H.，Nakazawa，T.，Takemura，S.，Onoyama.M.，Ogawa，H.，Okada，H.（1977），in：*Stainless Steel. 77*.London：Climax Molybdenum Company，Paper No.2.

Alexander，D.J.，Bernstein，I.M.（1982），*Met. Trans*.13A，1865.

Almond，E.A.（1969），in：*Fracture*，London：The Iron and Steel Institute，p，253.

Ashby，M.F.（1966a），in：*Oxide Dispersion Strengthening*，Warrendale，PA：AIME.p.143.

Ashby，M.F.（1966b），*Phil.Mag*.14，1157.

Ashby，M.F.（1971），in：*Strengthening Methods in Crystals*：Kelly，A.，Nicholson，R.B.（Eds.），New York：Wiley，p.137.

Austin，C.R.（1943），*Trans.ASM* 31，321.

Baker，T.J.（1974），in：*Inclusions and their Effects on Steel Properties*，Rotherham：British Steel Corporation，paper 8.

Baker，T.J.，Charles，J.A.（1971），in：*Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel*. London：The Iron and Steel Institute，p.79.

Balliger，N.K.（1982），in：*Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steels*.London：The Metals Society，p.73.

Balliger，N.K.，Gladman，T.（1981），*Met.Sci*.15，95.

Banks，T.M.，Gladman，T.（1979），*Met.Tech*.6（3），81.

Barnby，J.T.（1967），*Acta Met*.15，903.

Barritte，G.S.，Edmonds，D.V.（1982），in：*Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steels*.London：The Metals Society，p.126.

Blicharski，M.（1984a），*Met.Sci*.18（2），92.

Blicharski，M.（1984b），*Met.Sci*.18（2），99.

Blickwede，D.J.（1968），*Trans.ASM* 61，653.

Bramfitt，B.L.，Mangonon，P.L.（Eds.）（1982），*Metallurgy of Continuously Annealed Sheet Steels*.Warrendale，PA：AIME.

Bramfitt，B.L.，Marder，A.R.（1973），in：*Processing and Properties of Low Carbon Steel*.Warrendale，PA：AIME，p.191.

British Steel Corporation（1981），*Steel Research* 80/81.London：British Steel Corporation，p.34.

Brown，L.M.，Stobbs，M.M.（1971），*Phil.Mag*.23，1185.

Bucher，J.H.，Grozier，J，D.，Enrietto，J.F.（1968），*Fracture* 6.244.

Burns，K.W.，Pickering，F.B.（1964），*J.Iron Steel Inst.London* 202，899.

Bush, M.E., Kelly, P.M. (1971), *Acta Met*.19, 1363.

Chilton, J.M., Kelly, P.M. (1968), *Acta Met*.16, 637.

Cochrane, R.C. (1971), in: *Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel*. London: The Iron and Steel Institute, p, 101.

Cohen, M. (1962), *Trans. AIME* 224, 638.

Coldren, A.P., Tither, G.W. (1978), *J, Met*.30 (4), 6.

Contractor, G.P., Schempp, E.G., Norgan, W.A. (1961), *Trans. ASM* 54, 208.

Cracknell, A., Petch, N.J. (1955), *Acta Met*.3, 186.

Dasarathy, C., Goodwin, T.J. (1990), *Metals and Materials* 6 (1) .21.

Davenport, A.T. (Ed) (1979), *Formable HSLA and Dual Phase Steels*. Warrendale, PA: AIME.

Dolby, R.E. (1982), in: *Adrances in the Physical Metallurgy and Applications of Steels*. London: The Metals Society, p.111.

Dollar, M., Bernstein, I.M., Thompson, A.W. (1988), *Acta Met*.36, 311.

Dollar, M., Gorczyca, S. (1983), *Met. Sci*.17 (9), 349.

Duckworth, W.E., Baird, J.D. (1969), *J. Iron Steel Inst. London* 207, 861.

Dulieu, D., Gouch, A. J. (1974), in: *Inclusions and their Effects on Steel Properties*. Rotherham. British Steel Corporation, paper 16.

Edelson, B.I., Baldwin, W.H. (1962), *Trans. ASM* 55, 230.

Embury, J.M., Fisher, R.M. (1966), *Acta Met*.14, 147.

Evans, J.T., Rawlings.R. (1968), *Met. Sci. J* 2, 221.

Floreen, S. Hayden. H. W (1968) *Trans. ASM* 61. 489.

Fujita, T. (1985), *Met. Progress. August*. 33.

Garbarz. B (1990), in: *Microalloyed Vanadium Steels*: Korchynsky, M., Gorczyca, S., Blicharski, M. (Eds.) .Krakow: Assoc. of Polish Engineers and Strategic Minerals Corporation, p.193.

Garbarz, B., Pickering, F.B. (1988), *Mat. Sci. and Tech*.4, 328.

Garrison, W.M. (1986), *Met. Trans, A*.17A, 669.

Garrison, W.M., Moody, N.R. (1987), *J. Phys. Chem. Solids* 48 (11), 1035.

Gensamer, M., Pearsall, E.B., Pellini, W.S., Low, J.R. (Jr.) (1942), *Trans. ASM* 35, 383.

Gibson, R.C., Hayden, H.W., Brophy, J.H. (1968), *Trans. ASM* 61, 85.

Gladman, T. (1979), in: *Inclusions, Monograph No*.3: Pickering, F.B. (Ed.), London: The Institution of Metallurgists, p.157.

Gladman, T., Dulieu, D., McIvor, I.D. (1977), in: *Microalloying* ' 75: Korchynsky, M. (Ed.), New York: Union Carbide Corporation, 32.

Gladman, T., Hammond, J., Marsh, F.W. (1974), *Sheet Met. Ind*.51 (5), 219.

Gladman, T., Holmes, B., McIvor, I.D. (1971), in: *Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel*, London: The Iron and Steel Institute. p.68.

Gladman, T., Holmes, B., Pickering.F.B. (1970), *J, Iron Steel Inst. London* 208, 273.

Gladman, T., McIvor.I.D., Pickering, F.B. (1972), *J. Iron Steel Inst. London* 210, 916.

Gladman, T., Pickering, F.B. (1963), in: *Metallurgical Developments in Carbon Steels, Spec. Rep. No*.81. London: The Iron and Steel Institute. p.10.

Gladman, T., Pickering, F.B. (1983), in: *Yield, Flow and Fracture of Polycrystals*: Baker, T.N. (Ed.), London: Elsevier Applied Science Publishers, p.141.

Grange, R.A. (1966), *Trans. ASM* 59, 26.

Gurland, J., Plateau, J. (1963), *Trans. ASM* 56, 442.

Hall, E.O. (1951), *Proc. Phys. Soc, Series B*64, 747.

Hayden, H.W., Floreen.S. (1970), *Met, Trans* 1A, 1955.

Heslop, J., Petch, N.J. (1958), *Phil. Mag*.3, 1128.

Holmes, B., Dyson.D.J. (1970), *J. Iron Steel Inst. London* 208.

Honeycombe, R.W.K., Pickering, F.B. (1972), *Met. Trans.3A*. 1099.

Hudd, R.C. (1977), in: *Low Carbon Steels for the Eighties*, London: The Institution of Metallurgists, Series 3, No.6, p.1.

Hudd, R.C. (1987), *Metals and Materials* 3 (2), 71.

Hull, J.B., Pickering, F.B. (1977), Unpublished research.

Hutchinson, M, (1963), *Phil. Mag.*8, 121.

Hutchinson, W.B. (1984), *Int. Met. Rev.*29, 25.

Hyzak, J.M., Bernstein, I.M. (1976), *Met. Trans.74A*, 1217.

Irvine, K.J., Gladman, T., Pickering, F.B. (1969), *J. Iron Steel Inst. London* 207, 1017.

Irvine, K.J., Pickering, F. B. (1957), *J. Iron Steel. Inst. London* 187, 292.

Irvine, K.J., Pickering, F. B. (1963), *J. Iron Steel. Inst. London* 201, 518.

Irvine, K.J., Pickering, F. B. (1965), in: *Metallurgical Developments in High Alloy Steels*, *Spec. Rep. No.*85, London: The Iron and Steel Institute, p.34.

Irvine, K.J., Pickering, F.B., Garstone, J. (1960), *J. Iron Steel Inst. London* 196, 66.

Irvine, K.J., Pickering, F.B., Gladman, T. (1967), *J. Iron Steel Inst. London* 205, 161.

Karlsson, B., Linden, G. (1975), *Mat. Sci. Eng.*17, 153.

Keeler, S.P., Brazier, W.G. (1977), in: *Microaloying* ' 75, Korchynsky, M. (Ed.), New York: Union Carbide Corporation, p.517.

Kelly, P.M., Nutting, J. (1965), *Spec. Rep. No.*93.London: The Iron and Steel Institute, 166.

Knott, J.F. (1974), in: *Inclusions and their Effects on Steel Properties*. Rotherham: British Steel Corporation, paper 8.

Korchynsky, M., Stuart, H. (1970), in: *Low Alloy High Strength Steels. Nuremberg*: Metallurg Group, 17.

Kot, R.A, Morris, G.W. (Eds.) (1981), *Fundamentals of Dual Phase Steels*. Warrendale, PA: AIME.

Krauss, G. (1980), *Principles of Heat Treatment of Steels*. Metals Park, OH: ASM.

Lankford, W.T., Snyder, S.C., Bauscher, J.A. (1950), *Trans. ASM* 42, 1197.

Lanzillotto, C.A.N., Pickering, F.B. (1982), *Metal Sci.*16, 371.

Leslie, W.C. (1966), in: *Strengthening Mechanisms*. Syracuse: Syracuse University Press, 43.

Leslie, W.C., Sobers, R.J. (1967), *Trans. ASM* 60, 459.

Lewis, D.B., Pickering, F.B. (1983), *Met. Tech.*10 (7), 264.

Little, E.A., Harries, D. R., Pickering, F.B., Keown, S.R. (1977), *Met. Tech.*4, 205.

Little, J.H., Henderson, W.J.H. (1971), in: *Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel*, London: Iron and Steel Institute, p.182.

Liu, X., Fujita, T., Hizume, A., Kinoshita, S. (1986), *Trans ISIJ* 26 (3), B 116.

Llewellyn, D.T., Hooper, R.A.E., McNeely, V.J. (1972), *Sheet Met, Ind.*, January, 26.

Manganon, P., Heitman, W. T (1977), in: *Microalloying* ' 75, Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, p.59.

Marder, A.R., Bramfitt, B.L. (1976), *Met. Trans. 7A*, 365.

McCutcheon, D.B., Jamieson, R.M. (1973), *Can. Met. Quart.*12, 105.

McLintock, F.A. (1968), *Int. J. Fract. Mech.*4, 101.

McMahon, C.J., Cohen, M. (1963), *Acta. Met.*13, 991.

Melloy, G.E., Dennison, J.D. (1973), in: *3rd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*. The Inst. of Metals/ISI, Publ. No.36, 1, p.80.

Mills, A.R., Thewlis, G., Whiteman, J.A. (1987), *Mat. Sci. Tech.*3 (12), 1051.

Mintz, B. (1977), in: *Low Carbon Steels for the Eighties*, London: The Institution of Metallurgists, Series 3, No.6, p.1-47.

Morrison, W.B. (1966), *Trans. ASM* 59, 824.

Morrison, W.B. (1976), in: *Controlled Processing of HSLA Steels, Proc, of British Steel Corporation Conference, York*. Sheffield: British Steel Corporation, paper 1.

Narita, K. (1975), *Trans. Iron Steel Inst. J.* 15, 145.

Naylor, J.P., Blondeau, R. (1976), *Met. Trans.* 7A, 891.

Naylor, J.P., Krahe, P.R. (1974), *Met. Trans.* 5A, 1699.

Naylor, J.P., Krahe, P.R. (1975), *Met. Trans.* 6A, 594.

Nomura, I. (1989), *SAE preprint*. No. 890511.

Nordberg, H. (1983), in: *Tools for Die Casting*. Stockholm: Uddeholme/Swedish Institute for Metals Research, p.1.

Norstrom, L.A. (1976), *Scand. J. Met.* 5, 159.

Norstrom, L.A. (1977), *Met, Sci.* 11 (6), 208.

Ochi, T., Takahashi, T., Takada, H. (1988), *Paper presented to 30th Mechanical Working and Steel Processing Conference*, Dearborn. Warrendale, PA: AIME.

Oda, K., Fujita, T. (1986), *Tetsu-to-Hagane* 71 (13), S1340.

Ohtani, H., Terasaki, F., Kunitake, T. (1972), *Trans. Iron Steel Inst. Jap.* 12, 118.

Onel, K., Nutting, J. (1979). *Met. Sci.* 13 (10), 573.

Owen, W.S. (1980), *Met. Tech.* 7 (1), 1.

Park, Y.J., Bernstein, I.M. (1979), *Met. Trans.* 10A, 1653.

Petch, N.J. (1953), *J. Iron Steel Inst. London* 174, 25.

Pickering, F.B. (1967), in: *Transformations and Hardenability in Steels*. Ann Arbor: Climax Molybdenum Company, p.169.

Pickering, F.B. (1971), in: *Towards Improved Ductility ans Toughness*. Kyoto: Climax Molybdenum Company, p.9.

Pickering, F.B. (1972), in: *Heat Treatment Aspects of Metal Joining Processes*. London: The Iron and Steel Institute, p.84.

Pickering, F.B. (1976), *Int. Met. Reviews* 211, *Dec*, 226.

Pickering, F.B. (1977), in: *Microalloying* '75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, p.9.

Pickering, F.B. (1978a), in: *Hardenability Concepts with Applications to Steels*: Doane, D.V., Kirkaldy, J.S. (Eds.), Warrendale, PA: AIME, p.179.

Pickering, F.B. (1978b), *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. London: Applied Science Publishers Ltd.

Pickering, F.B. (Ed.) (1979a), *Inclusions, Monograph No.* 3. London: The Institution of Metallurgists.

Pickering, F.B. (1979b), in: *Micon* 78: *Optimisation of Processing, Properties and Service Performance through Microstructural Control*: Abrams, H., Manair, G.N., Nail, D.A., Solomon, H.D. (Eds.). Philadelphia, PA: STP 672, ASTM, p.263.

Pickering, F.B. (1985), in: *Stainless Steels* 84. London: The Institute of Metals, p.2.

Pickering, F.B. (1987), in: *Tool Materials for Molds and Dies*: Krauss, G., Nordberg, H. (Eds.). Golden: Colorado School of Mines Pub. Dept., p.3.

Pickering, F.B. (1989), in: *High Nitrogen Steels* '88: Foct. J., Hendry, A. (Eds.). London: The Institute of Metals, p.10.

Pickering, F.B. (1990), in: *Proc. 31st Mech. Working and Steel Processiong Conf.* Warrendale, PA: AIME, 381.

Pickering, F.B. (1991), in: *Rupture Ductility of Creep Resistant Steels*. London: The Institute of Metals, to be published.

Pickering, F.B., Garbarz, B. (1989), *Mat. Sci. and Tech.* 5, 227.

Plaut, R.L. (1974), *PhD thesis*, Sheffield University, U.K.

Porter, L.F., Dabrowski, D.S. (1970), in: *Ultra Fine Grain Metals*: Burke. J.J., Weiss, V. (Eds.). Syracuse: Syracuse University Press, p.133.

Pradham, R. (Ed.) (1984), *Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel*. Warrendale. PA: AIME.

Preston, R.R. (1983), in: *Yield, Flow and Fracture of Polycrystals*: Baker, T.N. (Ed.). London: Applied Science Publishers, p.199.

Ridley, N, Lewis, M.T., Morrison, W.B. (1982), in: *Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steels*, London: The Metals Society, p.199.

Roberts, M.J. (1970), *Met. Trans.* 1A. 3287.

Sakaki, T., Sugimoto, K., Fukuzato, T. (1983), *Acta Met.* 31, 1737.

Sandstrom, R., Bergqvist, H. (1977), *Scand. J. of Met*.6 (4), 156.

Semchysen, M., Bond, A.P., Dundas, H.J. (1971), in: *Towards Improved Ductility and Toughness*.Kyoto: Climax Molybdenum Company, p.239.

Sevillano, J.G. (1979), in: *Proc. Int. Conf. Strength of Metals and Alloys*: Hansen, P. (Ed.). New York: Pergamon Press, p.819.

Smith, D.W., Heheman, R.F. (1971), *J. Iron Steel Inst. London* 209, 476.

Smith, E. (1968), *Int. J. Fract. Mech* 4, 131.

Speich, G.R. (1981), in: *Fundamentals of Dual Phase Steels*: Kot, R.A., Morris, G.W. (Eds.). Warrendale, PA. AIME, p.3.

Steven, W., Haynes, A.G. (1956), *J. Iron Steel Inst. London* 183, 349.

Swarr, T., Krauss, G. (1976), *Met. Trans.7A*, 41.

Thewlis, G. (1989), *Joining and Materials*, January, 25, and March, 125.

Wadsworth, J., Woodhead, J.H., Keown, S.R. (1976), *Met. Sci*.10, 342.

Walker, E.F., Barr, R.R. (1974), in: *Inclusions and their Effects on Steel Properties*.Rotherham: British Steel Corporation, paper 15.

Whiteman, J.A. (1977), in: *Low Carbon Steels for the Eighties*.London: The Institution of Metallurgists, Series 3, No.6, p.I-1.

Whittaker, D. (1979), *Metallurgia* 46 (4), 275.

Williams, J.C., Thompson, A.W. (1981), in: *Metallurgical Treatises*: Tien, J.K., Elliott, J.F. (Eds.). Warrendale, PA: Met.Soc.of AIME, p.487.

Wilson, W.G., McLean, A. (1980), *Desulfurisation of Iron and Steel and Sulfide Shape Control*.Warrendale.PA: AIME.

Winchell, P.G., Cohen, M. (1962), *Trans.ASM* 55, 347.

一般阅读材料

Bain, E.C., Paxton, H.W. (1966), *Alloying Elements in Steel*, 3rd Ed.Metals Park, OH: American Society for Metals.

Doane, D.V., Kirkaldy, J.S. (Eds.) (1978), *Hardenability Concepts with Applications to Steels*.Warrendale, PA: AIME.

Gladman, T., Holmes, B., McIvor, I.D. (1971), in: *Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel*.London: The Iron and Steel Institute, p.68.

Gladman, T., Pickering, F.B. (1983), in: *Yield, Flow and Fracture of Polycrystals*: Baker, T.N. (Ed.). London: Elsevier Applied Science Publishers, p.141.

Honeycombe, R.W.K. (1981), *Steels-Microstructure and Properties*.London: Edward Arnold Publishers Ltd.

Korchynsky, M. (Ed.) (1977), *Microalloying* '75, New York: Union Carbide Corporation.

Kot, R.A., Morris, G.W. (Eds.) (1981), *Fundamentals of Dual Phase Steels*.Warrendale, PA: AIME.

Krauss, G. (1980), *Principles of Heat Treatment of Steels*.Metals Park, OH. American Society for Metals.

Krauss, G. (1990), *Steels-Heat Treatment and Processing Principles*.Metals Park, OH: American Society for Metals.

Leslie, W.C. (1981), *The Physical Metallurgy of Steels*, New York: McGraw-Hill Book Company.

Lula, R.A. (Ed.) (1982), *Sourcebook on the Ferritic Stainless Steels*.Metals Park, OH: American Society for Metals.

Lula, R.A. (Ed.) (1988), *Duplex Stainless Steels*. *Metals* Park, OH: American Society for Metals.

Marder, A.R., Goldstein, J.I. (Eds.) (1984), *Phase Transformations in Ferrous Alloys*.Warrendals, PA: AIME.

Marshall, P. (1984), *Austenitic Stainless Steels-Microstructure and Mechanical Properties*, London: Elsevier Applied Science Publishers.

Martin, J.W. (1980), *Micromechanisms in Particle Hardened Alloys*.Cambridge: Cambridge University Press.

Owen, W.S. (1980), *Met. Tech* 7 (1), 1.

Peckner, D., Bernstein, I.M. (Eds.) (1977), in: *Handbook of Stainless Steels*, New York: McGraw-Hill Book Company.

Petty, E.R. (Ed.) (1970), *Martensite Fundamentals and Technology*, London: Longman.

Pickering, F.B. (1967), in: *Transformations and Hardenability in Steels*, Ann Arbor: Climax Molybdenum Company, p.169.

Pickering, F.B. (1971), in: *Towards Improved Ductility and Toughness*.Kyoto: Climax Molybdenum Company, p.9.

Pickering, F.B. (1976), *Int. Met. Review* 211. Dec, 226.

Pickering, F.B. (1978), *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, London: Elsevier Applied Science Publishers.

Pickering F.B. (Ed.) (1979), *The Mstallurgical Evolution of Stainless Steels*. Metals Park, OH: American Society for Metals and London: The Metals society.

Pickering, F.B. (1985), in: *Stainless steel' 84*. London: The Institute of Metals, p.2.

Scamidt, W., Jarleborg, W. (1974), *Ferritic Stainless Steels with 17wt% Cr*. Düsseldorf: Climax Molybdenum Company.

Tamura, I., Ouchi, C., Tanaka, T., Sekine, H. (1988), *Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels*. London: Butterworths.

Thelning, K.-E. (1975), *Steel and its Heat Treatment*, Bofors Handbook. London: Butterworths.

3 炼钢和非金属夹杂

A. Nicholson

Consultant: Formerly Manager, Steelmaking & Casting Group, British Steel plc, Swinden Laboratories, Rotherham, U.K.

D. S. Thornton

Consultant: Formerly Steelmaking & Casting Group, British Steel plc, Swinden Laboratories, Rotherham, U.K.

(李伟立 译)

目录

符号与缩语表

a	活度
B	沸点
C'_s	熔渣硫容量
D	扩散系数
F	面积
G^0	标准自由能
H^0	标准焓
K	平衡常数
k	反应速率常数
L_s	硫分配系数
M	熔点
p	分压
Q	气体流量（速）
S	熵
S_p	缝隙
T	绝对温度，K
T	转变温度
t	时间

σ 表面能

ρ 比重

[ ] 溶于铁中

( ) 溶于渣相

{ } 以气相存在

AOD 氩氧脱碳法

APC 防缩孔添加剂

BOF 碱性氧气转炉

BOS 碱性氧气炼钢法

CPIC 输入功率计算机控制（电弧炉用）

CAS 吹氩密封成份微调

DH Dortmund Hörder 脱气法（DH 法）

DRI 直接还原铁

EAF 电弧炉

EAS 电弧炉炼钢

EBT 偏心炉底出钢（电弧炉用）

ESR 电渣重熔

LD Linz - Donnowitz 法，LD 法（也称 BOS 或 BOF）

LF 钢包炉

LCM 最低成本配料

LTCM 最低综合成本配料

RH Ruhrstahl - Heraeus 脱气法（RH 法）

UHP 超高功率（电弧炉）

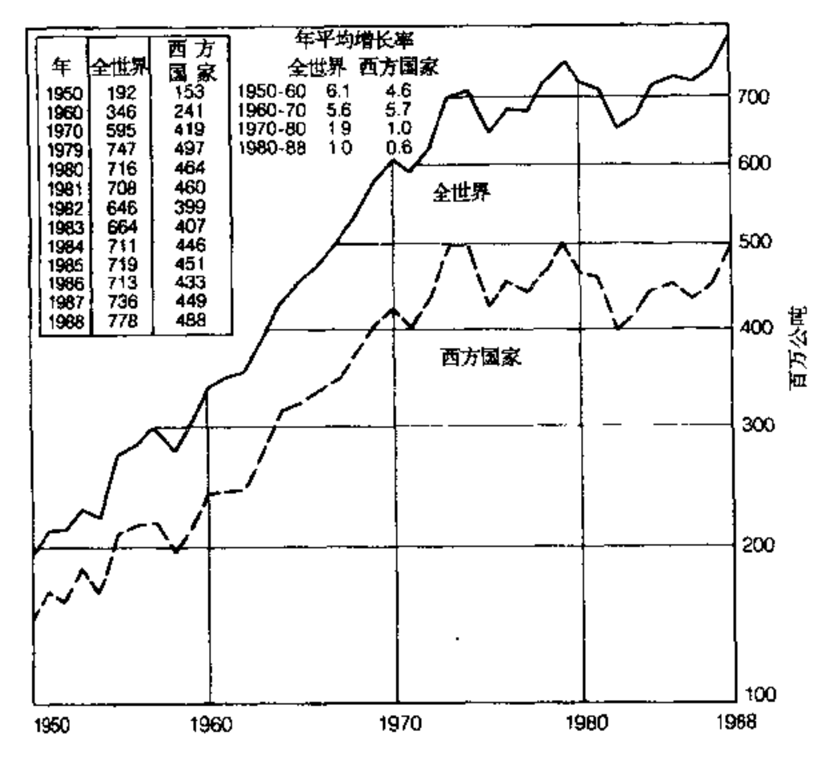
VAD 真空电弧加热脱气

VIM 真空感应炉冶炼

VOD 真空吹氧脱碳

3.1 前　言

尽管其它有竞争力材料的应用在扩大，设计的应用效率也在提高，世界钢产量还继续在上升，当然增长速度已较60年代、70年代初更低（图3-1）（International Iron and Steel Institute，1989）。全球的钢材生产和消费的模式在变化。西欧、美国及日本的份额比过去已有所减少，看来，粗钢生产会向铁矿、煤和其它钢铁工业用燃料的生产国家转移。



1988	百万公吨
IISI所属国家	481
西方国家总和	488
全世界总和	778

图3-1　世界粗钢生产（1950—1988）

制造过程也出现了一种根本性变化，这就是连铸的广泛应用（表3-1）（International Iron & Steel Institute，1989）。在今后10年左右，世界产钢量中的连铸钢平均比例将会接近当前日本和奥地利的水平。此外，连铸产品的直接热装或直接轧制和当前尚处于发展初期的近终形连铸会更广泛地普及，会继续提高连铸在金属回收率、节能方面的效益。

表 3-1　连铸钢产量（1986 至 1988 年）

国家	百万公吨		占粗钢产量的百分数	
	1986	1988	1986	1988
比利时	7.0	9.9	72.4	88.0
丹麦	0.6	0.7	100.0	100.0
法国	16.1	18.0	90.1	94.0
联邦德国	31.4	36.3	84.6	88.5
爱尔兰	0.2	0.3	100.0	100.0
意大利	19.3	22.2	84.1	93.9
卢森堡	1.3	1.3	34.6	34.2
荷兰	2.3	4.2	42.7	75.6
葡萄牙	0.3	0.4	44.9	46.9
西班牙	7.3	8.6	61.2	73.1
英联邦	8.9	13.4	60.5	70.5
欧洲经济共同体总计	94.7	115.1	75.9	84.2
奥地利	4.1	4.4	94.6	95.5
芬兰	2.4	2.6	94.4	93.9
挪威	0.5	0.5	56.0	53.4
瑞典	3.9	4.0	81.8	83.0
土耳其	4.6	6.4	77.8	79.9
南斯拉夫	2.4	2.8	53.4	61.8
西欧总计	112.5	135.7	76.2	83.6
加拿大	6.5	10.5	45.8	68.9
美国	40.9	54.8	55.2	60.9
日本	91.1	98.3	92.7	93.0
澳大利亚	1.8	4.6	27.0	72.2
南非	5.7	6.2	63.9	70.7
工业化国家总计	258.5	310.1	73.9	79.9
西方国家总计	293.0	360.7	72.2	78.9
东欧国家总计	36.0	39.7	16.2	17.8
总计	328.9	400.5	52.4	58.8

与模铸相比，连铸改变了非金属夹杂的形貌和分布，一般说来，这对成品的品质是有利的。

·p.100·

近年来，开发炼钢工艺、改善工厂设计的主要驱动力正是市场不断要求提高或改善产品的品质是一致的。炼钢工艺中最重大的变革就是钢水二次精炼，主要是钢包精炼的快速推广。碱性氧气转炉和电弧炉是粗炼钢水的有效生产工具。在浇铸前，最好在钢包内，或在其他二次精炼容器内进行钢水温度、成分、纯净度的最后调整，一般这类设施有许多种。在许多场合，钢水可在一个以上二次精炼设备内处理。

在炼钢、轧制、最终加工方面出现许多改进的同时，在越来越全面的品质保证系统，品质测试技术方面也有了许多进展。

由于以计算机为基础的过程监控及品质测试技术可提供前所未有的大量数据，就可应用更复杂有效的统计分析。反之，这又使人们注目于开发过程闭环控制和专家系统。为使这些系统能有效工作，必须对过程的各个测试值和控制信号进行连续监控。专家系

统正是执行这一任务，并能提醒工程师和操作人员哪里出现了误操作，并提出预报性正确操作的建议。

计算机系统的发展，过程机械化程度的提高，加上竞争的压力，都对人员配置水平产生影响。大大减少了劳动力却能使产量更高、品质更好的钢，这是钢铁产品能保持竞争力的决定性因素。

本章对非金属夹杂物的讨论将集中于氧化物及硫化物，因为它们虽不总是，但经常是成品钢材品质的决定性因素。钢水精炼方面的许多发展，尤其是最近的发展，都是专门控制氧化物、硫化物的。

·p.101·

某些在特殊恶劣条件下应用的钢材，要经过特殊的重熔处理，以改善组织，降低偏聚，减少夹杂物含量或把夹杂物的分布改变成危害最少的方式。重熔过程包括或是真空处理，即真空电弧重熔（VAR）和真空感应冶炼（VIM），或是电渣重熔（ESR）。对这些方法的具体讨论已越出本章范围。ESR，VAR 和 VIM 炼成的钢具有更好的塑性、冲击韧性、断裂韧性、耐疲劳性、耐腐蚀性和热加工性。产品具有令人信服的良好综合性能，对空间和其它关键的最终用途来讲具有特殊重大意义。

3.2 氧含量的控制

控制钢水的氧含量是控制钢材品质的基础。在初炼炉脱碳末期就应有效地控制氧含量。在讨论氧的行为前应首先研究出钢前钢/渣/氧之间反应的化学原理。

3.2.1 脱碳及出钢前的化学反应

用枪或用埋入式喷嘴向钢水喷入氧气就可脱碳。有时也可加氧化铁皮及铁矿石辅助氧化反应。这时，反应是吸热的，因此，添加物也可用作钢水的冷却剂。

向钢水吹氧也氧化别的元素，各个元素的氧化顺序与其浓度、钢水温度及相对的自由能 ΔG° 有关，图 3-2（Bodsworth 和 Bell，1972）为一定温度范围内生成氧化物的自由能，高负值自由能说明生成这种氧化物的可能性很大。

碳氧反应的产物是气态的，可使熔池搅动。这对脱除别的气体，如氢和氮，是有利的。用碱性氧气转炉生产钢水时，因为炉料的碳含量很高（料中碳达 4.4%的铁水大于 75%），所以有剧烈的脱碳。电弧炉炉料一般含碳量比成品钢水的高 0.4%—0.5%。必须用这多余的碳形成气体，把氢、氮清洗出去。

除碳外，别的元素也氧化

1900K

[Si] + {O_2} 氧化成（SiO_2）　$\Delta G^\circ = -554000 kJ \cdot kg^{-1} \cdot mol^{-1}$

[C] +1/2 {O_2} 氧化成 {CO}　$\Delta G^\circ = -278445 kJ \cdot kg^{-1} \cdot mol^{-1}$

2 [P] +2.5 {O_2} 氧化成（P_2O_5）　$\Delta G^\circ = -654190 kJ \cdot kg^{-1} \cdot mol^{-1}$

[Mn] +1/2 {O_2} 氧化成（MnO）　$\Delta G^\circ = -242710 kJ \cdot kg^{-1} \cdot mol^{-1}$

[Fe] +1/2 {O_2} 氧化成（FeO）　$\Delta G^\circ = -145700 kJ \cdot kg^{-1} \cdot mol^{-1}$

要注意，上述所有反应都是放热的，会释放足够的热量使钢水温度保持高于熔点，

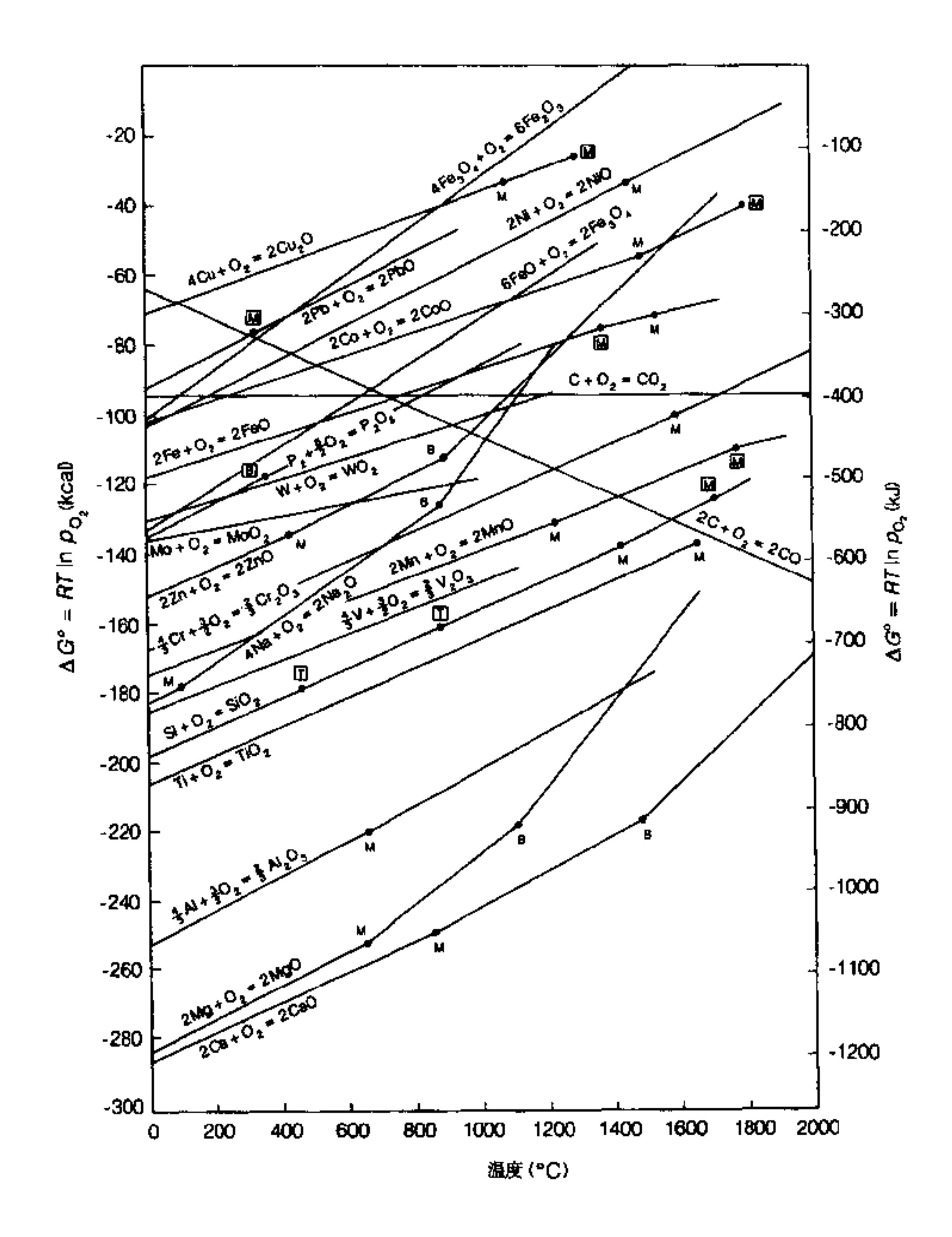


图 3-2 生成金属氧化物的标准自由能。M,B,T 相应为熔点、沸点和相变点。金属用不带框的字母，氧化物用带框的字母

而熔点是随精炼的进行而提高的。典型的铁水成分是（wt%）：

C	Si	Mn	S	P
4.25	0.4	0.6	0.03	0.15

·p.102·

可见，在 BOS 流程中会生成相当数量的 SiO_2，必须加入大量石灰使熔渣有合适的碱度，以取得必要的脱硫率和脱磷率。一般电弧炉冶炼时，熔池的硅含量更低些。

图 3-3 是 1600℃时钢水内碳氧平衡图。许多炉号在碳含量小于 0.1%时出钢，这或

是因为规格中的碳含量就低，或是为了形成脱磷所需的高氧化性条件。

·p.103·

熔池含碳量降低后，就会氧化越来越多的铁，并进入熔渣，见图 3-3。可见，在低碳范围内出钢碳含量稍有变化就可大大改变钢水和熔渣的氧化程度。

3.2.2 熔渣控制

在讨论脱氧、脱硫前，必须考虑由于初炼炉出钢时熔渣成分控制不当所造成的一些问题。

由图 3-3 知，在一般操作中遇到的出钢碳含量范围内，以渣中 FeO 含量为标志的熔渣氧化程度有很大的变动。即使出钢碳含量可以控制在相当窄的范围内，以氧化铁方式存在的氧含量也有较大变化。还有，炉内熔渣进入钢包的量也难以控制，而且也难以测定。所测的渣层厚度并不总是可信的指示值，因为熔渣可能有不同程度的“泡沫性”。这当然是不希望有的情况，这会使脱氧剂与熔渣反应而消耗掉。熔渣是比较粘的，会在出钢后的一段时间内继续与脱氧剂、较活泼的合金料产生反应。

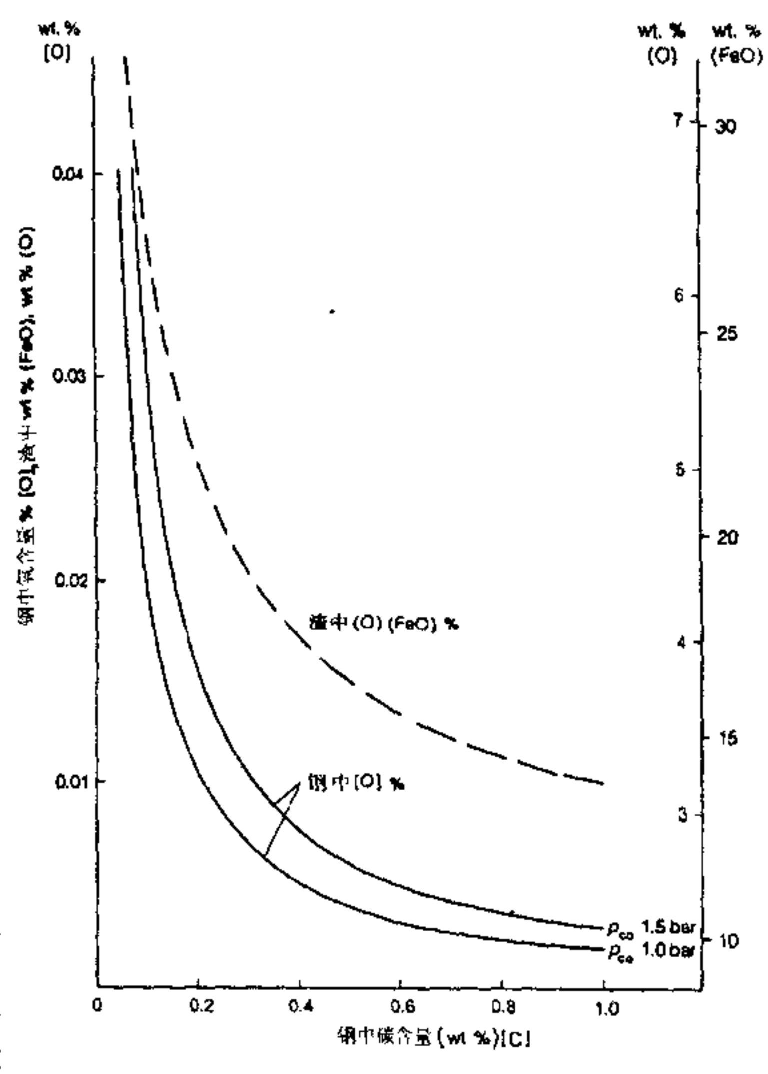


图 3-3 钢中或渣中氧含量与钢中碳含量关系（1600℃）

·p.104·

这种熔渣还会造成别的一些问题。脱氧会引起钢水回磷，因为脱氧反应产物为熔渣所吸收使熔渣成分失去控制地变化。

尽管如此，在过去生产极大多数钢种时，传统的，带有内在缺点的出钢操作还是可以接受的。而现在，为与别的材料竞争，为采用更先进的设计参数，大量钢材就要在非常苛刻的环境中应用，这就要求钢材的品质既要一致，又要优良。故人们就集中力量改善控制熔渣的技术。

3.2.3 脱氧

在生产钢水的所有操作中，脱氧对成品品质具有最深远的影响。它会影响成分控制，浇铸及轧制时的行为，钢内形成捕集的气泡（针孔或气孔），控制硫、磷、氢、氮杂质元素以及成品中非金属夹杂物的含量及类型。反之，这又会影响成品钢材的晶粒尺寸、焊接性能、变形性和加工性、耐腐蚀性及其疲劳、断裂行为。

脱氧主要采用两种方法。传统的作法是加入具有比碳还大的与氧亲和力的元素于钢水中。一般在出钢时加入钢包。然后，根据从钢包所取钢样的成分，加入一些合金料进行微调。

另一可采用的方法是日益普及的真空下碳脱氧。这个方法的优点是脱氧产物是气体，而不是弥散的固态、液态小颗粒。接着再加少量常规脱氧剂，以免钢水凝固时，残余氧与碳进一步反应，还能减少浇钢时与空气接触而引起的再氧化。

脱氧的理论是较复杂的，但因为非常重要，所以也是细致研究的课题。对此有兴趣的读者可参考这方面的全面介绍（如 Clean Steel 3，1986；Scaninject Ⅳ，1988；Int.Conf.on Secondary Metallurgy，1987；Bodsworth 和 Bell 1972；Kicssling 和 Lang 1978）。实际脱氧制度也类似地复杂。不同钢厂的不同习惯和不同操作使脱氧制度多种多样。

3.2.3.1 真空下碳脱氧

如果与熔池中碳、氧含量相平衡的一氧化碳分压因钢水暴露在低压下而下降的话，则下述反应会向右进行：

·p.105·

$$[C] + [O] = \{CO\} \quad (3\text{-}1)$$

$$K_{C-O} = P_{CO} / [a_C][a_O] \quad (3\text{-}2)$$

$$\log K_{C-O} = 1168/T + 2.07 \quad (3\text{-}3)$$

式中，T 的单位是 K。

根据这些方程，可知碳含量低时，平衡的氧活度很高，当 P_{CO}为 1 大气压，温度为 1600℃时，如果碳的活度为 0.04，氧的活度就是 0.05。使熔池上方压力下降就可以以 CO 气体形式脱除大部分氧。显然，真空处理前应调整钢水的碳含量，以便补偿以 CO 形式失去的那部分碳。

理论上讲，即使碳含量较低时，也能把钢水氧含量降至铝脱氧的程度。实际上，当氧含量达到 50×10^{-6}时这个反应的速度就很低了，碳、氧向气-钢水界面的传输就成了速度控制环节，因为碳、氧的含量已降至生成气泡所必需的最低水平之下。

后面要介绍的 R－H 脱气法能克服这一难点。把氩气喷入伸入钢水中的两根吸管中的一根，钢水就会在真空脱气室和钢包间循环运动。这在某种程度上解决了气体成核问题。当代的 R－H 装置能使钢水强烈循环，使碳氧易于传输。但即使如此，因为设计和处理时间的限制，碳脱氧约在 0.2 大气压下进行 20min，在低碳钢中溶解的氧可达到较低的含量（$\sim 50 \times 10^{-6}$）。这是后面要解释的所谓“轻处理”的基础。

真空脱氧后用铝进行终脱氧。先进行的真空处埋使铝加入量的控制更稳定，加铝在非氧化性条件下进行，即加入真空室，这里钢中氧含量在加铝前已得到较好的控制，因

此生成的氧化铝较少，循环过程也有利于氧化铝聚集、上浮。钢水中的残铝可防止下一步工序的再氧化，也可能是下一步脱硫处理，或别的冶金过程，如众所周知的细化晶粒所要求的。

3.2.3.2 脱氧剂的应用

用得最广泛的脱氧剂，以脱氧“能力”大小为序排列如下：锰、硅和铝。几乎所有钢种都含锰，以与硫结合生成硫化锰，不然硫在热加工时会在晶界形成液态硫化铁薄膜，使钢具有热脆性。当然，锰也用作满足不同用途的合金元素。它是弱脱氧剂，很少只用它来脱氧。

最重要的锰脱氧钢种是低碳易切削钢。这类钢一般含约 1%Mn，0.2%—0.3%S，在液态时较高的氧活度就肯定形成大的球状Ⅰ型硫化锰，这可大大提高机加工性。这类钢属半镇静钢，模铸时带冒口。连铸时可用结晶器搅拌技术来抑止针孔的产生。后面将介绍硫化物的类型及对其控制。

·p.106·

在钢中加硅可能有许多理由，如为了固溶硬化，提高高温抗氧化性或改善磁性等。然而除这些特殊作用外，硅的最广泛的用途是用作脱氧剂，可以以很低的成本生产镇静钢。

过去，人们习惯于炼钢炉在出钢前加硅铁把钢水“镇住”。现在一般不这样操作了，因为这要多占用成本很高的炉子运行时间。此外，硅也会降低渣中（P_2O_5）含量，使钢水出现不允许的回磷。现在，出钢时钢水不脱氧，硅铁作为预脱氧剂，在出钢初期即加入钢包，一般然后还用铝终脱氧，再加入合金元素。

在钢水中硅和氧的反应可如此表征：

$$2\,[O] + [Si] = (SiO_2) \tag{3-4}$$

$$K_{Si-O} = a_{(SiO_2)} / [a_O]^2\,[a_{Si}] \tag{3-5}$$

$$\lg K_{Si-O} = (31040/T) - 12.0 \tag{3-6}$$

式中，T 是绝对温度。

用硅脱氧可以得到很多类型氧化物，这取决于钢的成分。当 Mn/Si 比值较低时，脱氧产物基本是氧化硅。这会使钢水流动性恶化，在连铸产品中会发现卷人的高熔点结晶器保护渣。当 Mn/Si > 3 时，会生成流动性较好的硅酸锰，它会降低 SiO_2 的活度，也降低了氧的活度。然而，这样做有形成针孔的危险，当力学性能有要求，必须限制硅、锰含量时，更是如此。当一氧化碳、氮和氢的分压之和超过在钢水中形成气泡所必需的临界压力值时，就会产生针孔。这些气孔随凝固的进展会捕集在锭（坯）的表皮下。然后，在轧制前的加热过程中因表皮氧化使这些针孔暴露，恶化轧材的表面品质。显然，氢、氮含量越低越好。

进一步抑制针孔的方法是加入少量铝，以便形成锰铝榴石（$3MnO \cdot Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$）。任何这种成分范围内的残余氧化物在热加工温度下都具有塑性，使钢材能，例如轧成线材。出现锰铝榴石能降低氧活度及 P_{CO}。重要的是要精确控制铝量，不然会生成氧化铝，堵塞中间包水口，这以后还要谈到。对低碳钢，可接受的溶解铝含量范围为

0.005%— 0.008%。事先用测氧探头测定氧活度可以改善铝的控制，这已广泛用于铝镇静钢的控制中。

结晶器内搅拌也可抑止针孔，这在有关易切削钢生产中已说明。

·p.107·

生产许多夹杂物含量非常低的钢要用铝脱氧。可先在真空下用碳脱氧，以大大降低能产生的氧化铝量。一般说来，脱氧初期的夹杂物越少，最终成品就越纯净。铝脱氧可使钢水中氧活度达到很低水平，所以这对纯净钢的生产也非常重要

$$2\,[\mathrm{Al}] + 3\,[\mathrm{O}] = (\mathrm{Al_2O_3}) \tag{3-7}$$

该反应的平衡常数

$$K_{\mathrm{Al-O}} = \frac{(a_{\mathrm{Al_2O_3}})}{[a_{\mathrm{Al}}]^2\ [a_{\mathrm{O}}]^3} \tag{3-8}$$

脱氧的正常产物是氧化铝，如果取纯氧化铝为标准状态，(3-7) 反应产物的活度为 1。已知：

$$\lg K_{\mathrm{Al-O}} = (62780/T) - 20.54 \tag{3-9}$$

式中，T 的单位是 K，则 1600℃下，钢中铝活度为 0.03 时，氧活度为 5ppm。如果借助成分控制得很精确的合成渣，铝的作用还可以提高。例如，在 $CaO—SiO_2—Al_2O_3$ 三元系中，可选用一种成分范围使熔渣中氧化铝的活度很低（图 3-4）（Rein 和 Chipman，

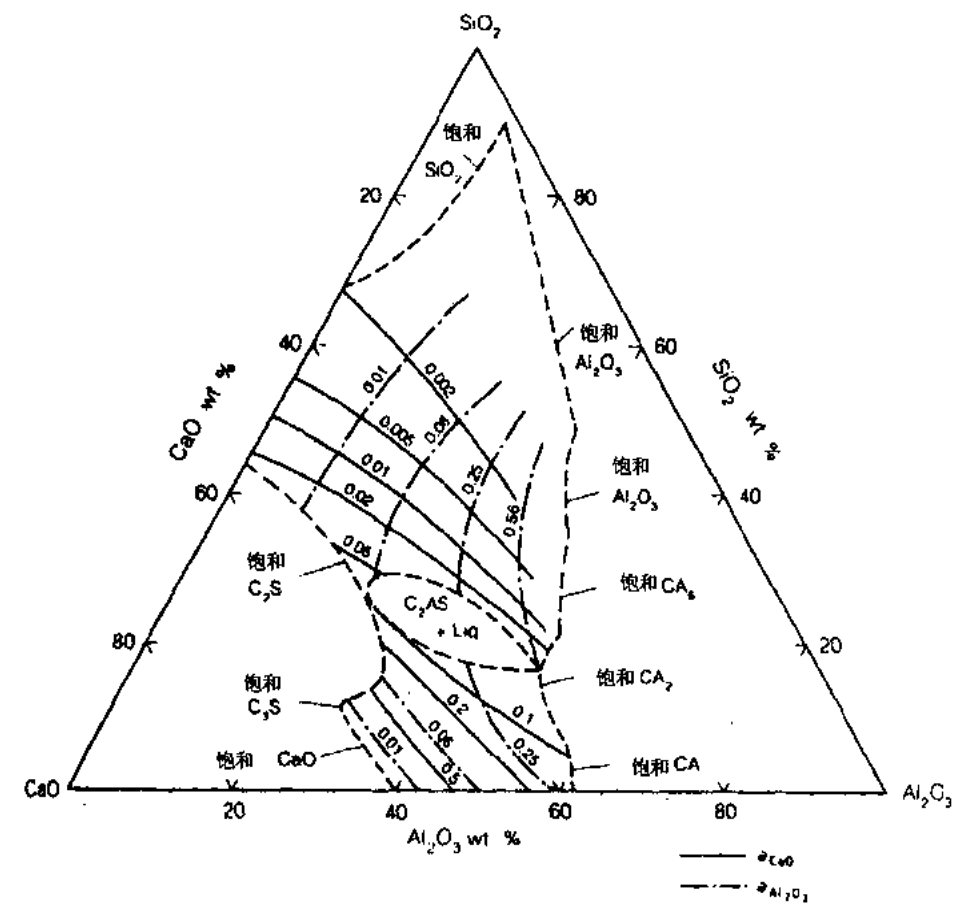


图 3-4 1550℃下的 $CaO—SiO_2—Al_2O_3$ 系统，标出 CaO 和 Al_2O_3 等活度曲线

1965)。在靠近这种熔渣的钢水中，Al－O 反应产物的成核会在渣钢的界面上进行。因此，反应产物会被熔渣吸附，其活度也很低。

用惰性气体强烈搅拌钢水，把钢水与熔渣充分混合，可使表面反应扩及全部钢水。虽然加铝时首先在钢水深处形成氧化铝，但大部分氧化铝会在随后的搅拌过程中为熔渣所吸附而脱除。一旦钢水中氧活度下降，任何剩余的氧化铝会变成不稳定的。任何处于平衡状态的剩余氧化物都是液态的，富 CaO 的铝硅酸盐。接着用平稳的气体搅拌来促使这些夹杂物聚集、上浮，就可生产非常纯净的钢水。

·p.108·

为了使这过程奏效，必须尽量减少钢水受出钢渣的污染。钢包要加盖，使搅拌的惰性气体形成一个能抵制大气氧化作用的保护性气幕。采用稳定的耐火材料也是首要条件之一。显然石英基的耐火材料与这种充分脱氧的钢水相接触就会分解，所以一般要用高铝或白云石包衬。

3.2.3.3 脱氧和夹杂物形貌

许多氧化物夹杂在炼钢温度下是液态的，所以，在凝固的钢中倾向于以球状质点分布。在热变形时能变形，形成沿轧制方向的条状夹杂物。相对于金属基体而言，夹杂物越软，其长宽比会越高。夹杂物在热加工温度下的塑性可由其熔点来推断（Rolinson 等，1979）。

铝脱氧反应产物一般是固态氧化铝，其形貌受控于钢水中氧和铝的过饱和度（Oerters，1979）。当原始氧含量很高时，如低碳钢水在出钢时那样，用铝脱氧会形成高度发达的树枝状夹杂物。然而，随氧含量的下降，氧化铝/钢水界面能增加。这使夹杂物的表面/体积比下降，以尽量减少表面能，于是树枝状晶开始球化。而高的表面能也使质点聚集。出现这过程时的高温又反过来促使质点烧结。当钢水原始氧含量较低时，例如，在真空碳脱氧之后，再加入铝，这种用铝处理的过程就会形成高度球化的氧化铝，因为在加铝时，在夹杂物和钢水间的表面张力已经很高。

在钢材加工变形时，氧化铝夹杂会破裂，分解成一串串点状夹杂。而在这些点状夹杂物之间常有许多空穴。

3.3 脱　　硫

在过去 10 年间，炼钢工艺的主要进展就是开发了可生产大批量超低硫钢的工艺技术。

海上平台用钢及管线钢要求更好的性能就是开发这类技术的原动力。典型的管线钢规格要求最高硫含量为 0.002%，这说明钢要很纯净，同时还要求非金属夹杂物要改性，使钢材具有最佳力学性能、可焊性等。对其它要求有严格焊接性能的结构钢，冷镦钢及要求优良横向冲击性能的钢材也提出了类似要求（见本卷第 2 章）。

·p.109·

虽然采用配备铁水预脱硫的高炉-BOS 流程可以生产硫含量很低的钢，但一般在出钢后还要处理，使钢水具有最低的硫含量和所期望的夹杂物形貌。为此，广泛采用了喷射技术，把钙以硅钙形式喷入钢水中。钙是一种强脱硫剂，同时，由图 3-2 可知，钙也

是强脱氧剂。因此，为了有效地利用钙的脱硫能力，首先必须用铝把钢水充分脱氧。

向钢水喷钙必须是深喷，因为钙的蒸气压很高，同时这样也可以延长钙蒸气在钢水中的逗留时间。这种操作可以得到超低硫、超低氧的钢，在最终产品中的夹杂物是很细小的、分散的球状铝酸钙、硫化钙或硫化锰钙。至于喷钙脱硫的确切机制还有不同说法。有人认为，脱硫时喷人含钙粉剂的主要作用是蒸发引起渣钢间强烈搅拌（Gaye 等 1986）。尽管如此，钙对控制夹杂物形貌具有非凡的重要意义。

众所周知，碱性还原渣对钢水脱硫也非常有效。脱硫反应的总方程式为

$$(O^{2-}) + [S] = (S^{2-}) + [O] \tag{3-10}$$

熔渣的硫容量 C_s' 可以下式表示：

$$C_s' = (\%S)([a]_O/[a_S]) \tag{3-11}$$

$CaO-Al_2O_3-SiO_2$ 渣系的 C_s' 值见图 3-5（Jacquemot，1979）。

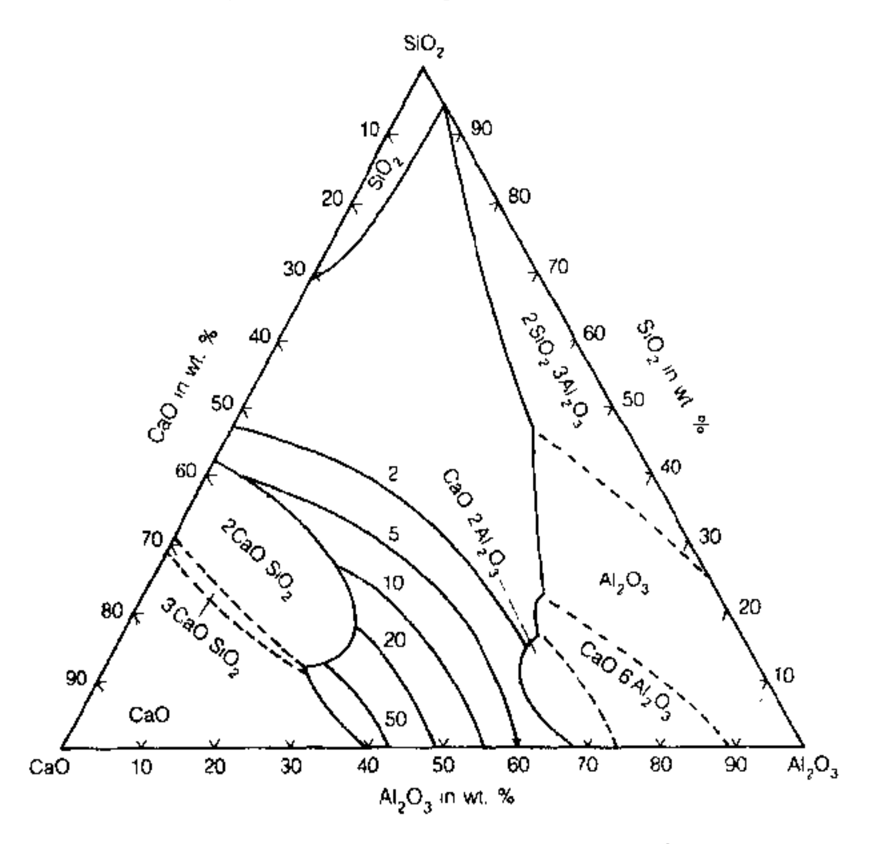


图 3-5 1600℃下 Al_2O_3—CaO—SiO_2 渣系的硫容量，C_s'（$10^{-3}\%$）

由式（3-11）可知，当熔渣的硫容量一定时，脱氧效果越好，即 $[a_O]$ 越低，则进人熔渣的硫越多。

由图 3-4 可知，在此三元渣系的高硫容量区内，氧化铝的活度最低。因此，如前所述，用熔渣改善脱氧的同时也为脱硫创造了条件。为加速反应，必须用惰性气体强烈搅拌，熔渣的流动性也要好。重要的是要严格控制熔渣成分，使这些反应能有效地进行。熔渣成分稍有变动，便会大大改变渣－钢间硫的分配，图 3-6（Gaye 等 1986），尤其重要的是熔渣中氧化铁含量要低，图 3-7（Nicholson 等 1983），即要尽量避免受出钢渣的污染。

另一加速渣－钢反应的方法是用一砌有耐火材料的枪，用氩气作载体，把粉状碱性

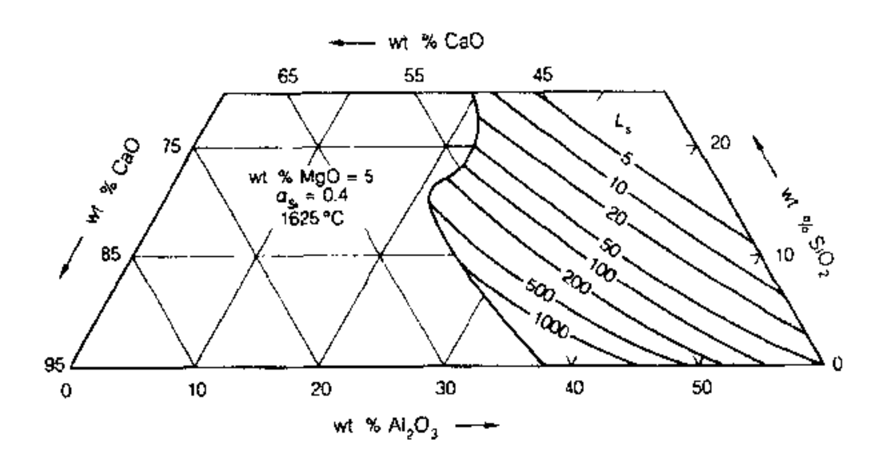


图 3-6 含 MgO 5%的 Al_2O_3—CaO—SiO_2 渣的硫分配系数 L_S（用 0.4%Si 脱氧）

渣喷入钢包深处。

·p.110·

在处理末期取的金属样可以表明，氧化物夹杂能转化成球状铝酸钙，而硫只与氧化物共存。在最终成品内，硫能以 Ca—Mn 硫化物或硫化锰形式存在。可能必须喷入少量钙，以便形成充分变性的硫化物。要做到这一点，比较好的方法是用氩气搅拌钢水的同时，用含钙的或含钙合金，如硅钙的铁皮包覆线，向钢水加钙。

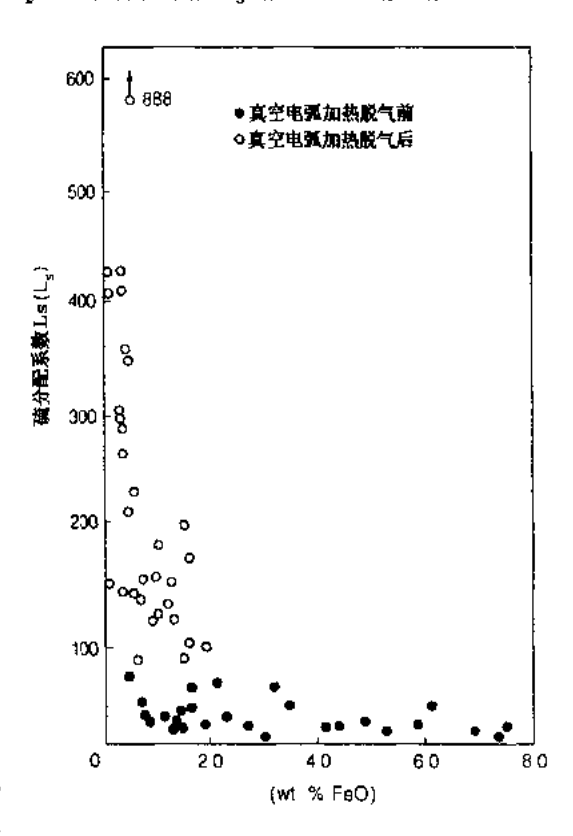


图 3-7 渣中 FeO 含量对硫分配系数 L_S 的影响

脱硫处理后，也可用别的粉剂使夹杂物变性，虽然这些粉剂用得很少。有报道说，镁也能有效地防止在钢中生成不希望有的条状硫化锰，并可把夹杂物总量降至与钙处理相同的水平（Saxena, 1986）。然而，它有组成尖晶石的倾向，对许多钢种是非常不利的。稀土金属也可用于硫化物形貌控制。而加入前钢水充分脱氧、脱硫又是非常重要的。当然，要应用碱性耐火材料，熔渣中 FeO，MnO 含量要低，SiO_2 含量也要较低。不然在成品中会出现既大又硬的氧硫化合物，造成麻烦。因此，加稀土元素要在浇铸前越晚越好。

·p.111·

3.3.1 硫化物和硫化物形貌

几乎所有的钢种都加锰，以免形成枝晶间低熔点含 FeS 的共晶体，这会大大恶化铸态钢的热加工性。MnS 优先在 FeS 之前形成，更稳定，是商品钢材中最常见的硫化物。硫化锰的成分和形貌是很复杂的，由于它与别的硫化物和氧化物有互溶性，能形成各种

硫化物。这里，脱氧操作有重要影响，人们把硫化锰分为Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ三类，而且认为与钢中氧含量有关（Sims，1959）。Ⅰ型 MnS（图 3-8 a、b）（Banks 和 Gladman 1979），是在

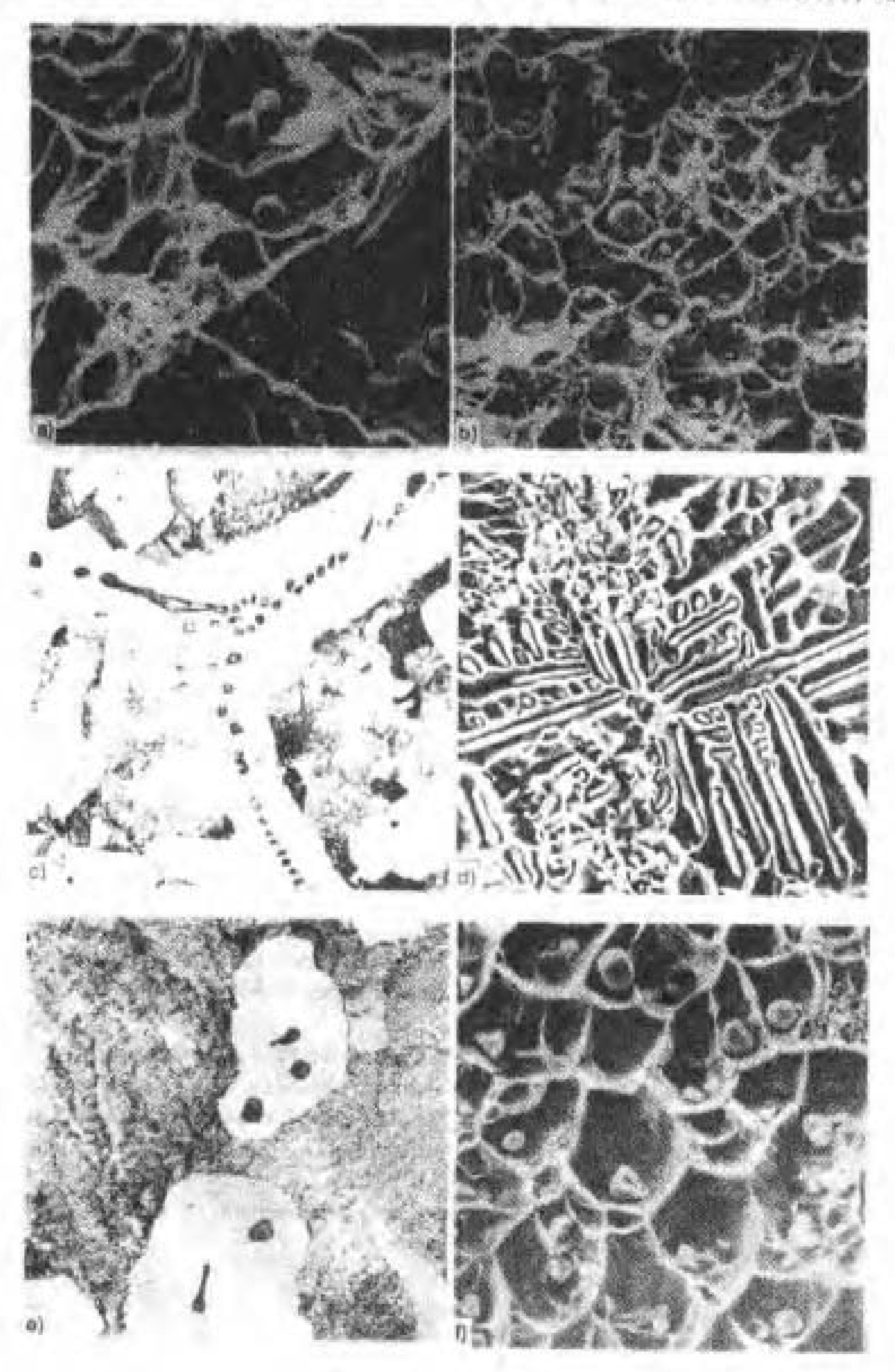


图 3-8　硫化锰夹杂形貌

轻脱氧钢水中通过偏晶反应生成的，钢中氧含量很高，氧或是溶于 MnS 中，或以弥散的 MnO 质点存在于 MnS 中。在铸钢中这类夹杂物是球状的，其尺寸随凝固速度下降而增大。热加工时它们的变形抗力不大，起一种润滑作用，机加工时能有助于形成切屑。因此，低硅高硫就是一种重要的易切钢的基础。

·p.112·

Ⅱ型 MnS（图 3-8，c，d）主要在铝镇静钢中形成，具有共晶形貌，在初次晶界有发展充分的网络。热轧时这些共晶体会变成拉长的条带，大大恶化横向性能。Ⅲ型 MnS（图 3-8，e，f）在深脱氧的钢中，如：完全铝镇静钢中形成。虽然它们在树枝状晶间析出，但因为没有溶解的氧化物，所以熔点很高，足以使其在剩余的钢水中析出。结果成为带棱角的质点。

许多硫化物与 MnS 一样具有面心立方结构，在 MnS 中的溶解度很高，可使 MnS 固溶强化。这样就降低了硫化物在热加工时的塑性，有助于形成更强的各向同性。

近年来，开发的管线钢及海上平台用钢等和用于重要用途的钢材中，控制硫化锰就是重要手段。对输送酸性气体的管道，条状 MnS 特别有害，而且即使钢中硫含量很低时也会出现这类夹杂。因此既要控制其含量，又要控制其形貌。上面已讨论了用于此目的的钙处理。Pickering（1979，1990），Wilson 和 Mc Lean（1980）对硫化物的类型和作用做了更详尽的评述。

·p.113·

3.4 氢氮含量的控制

脱氧的主要目的之一是防止气孔。形成气孔是因为钢水在凝固时，溶质被推向枝晶间剩余的钢水，会析出气体。当一氧化碳、氢和氮的分压之和 p_{total} 超过某临界值时就形成气孔：

$$p_{total} = p_{CO} + p_{H_2} + p_{N_2} > p_{atm} + p_{Fe} + p_S \qquad (3\text{-}12)$$

式中，p_{atm} = 大气压力；p_{Fe} = 铁水静压力；p_S = 表面张力造成的压力。

因此，脱氧首先要降低 p_{CO}，在炼钢、浇铸过程中应尽量减少氢、氮含量。高纯净钢特别易于吸氢、吸氮，必须特别小心。

3.4.1 吸氢

有两个原因使高纯净钢的吸氢成了一个特殊问题：

1）气孔

钢水吸氢受脱氧程度的影响，虽然真空脱气可以脱氢，但钢水随后暴露在潮湿的大气中，还有潮湿的中间包衬和结晶器保护渣，都可使钢水重新吸氢。脱氧的影响可从下列反应推定：

$$\{H_2O\} = 2[H] + [O] \qquad (3\text{-}13)$$

$$K_{H-O} = [H]^2 \cdot [a_O] / p_{H_2O} \qquad (3\text{-}14)$$

$$\log K_{H-O} = (-10390/T) + 7.81 \qquad (3\text{-}15)$$

式中，T 的单位是 K，[H] 的单位是百万分之一（ppm），a_O 是氧活度。

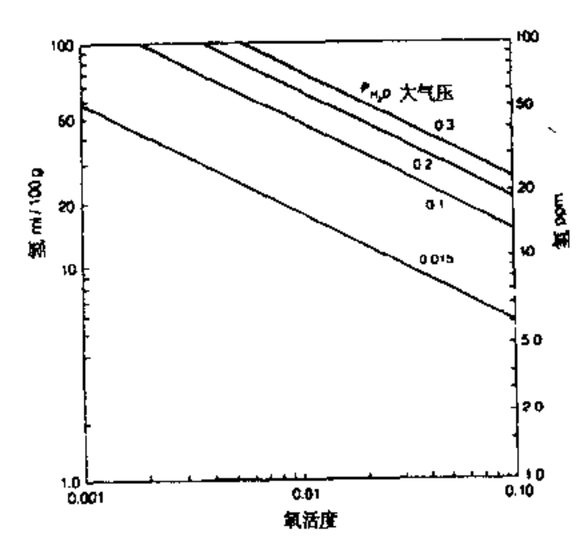


图 3-9 氢在钢中平衡溶解度在不同水蒸气分压下是氧活度的函数（T = 1600℃）

图 3-9（Bodsworth 和 Bell，1972）表明氢溶解度与氧活度的关系，这是在不同大气湿度及加入潮湿物形成水蒸气情况下在浇铸用钢包内可能出现的湿度下的平衡关系。显然，钢水的氧活度越低，吸氢的驱动力就越大。在充分脱氧的钢中，可能会有足以形成气孔的 p_{H_2} 值。

2）氢脆

吸氢的第二个后果就是使钢材氢脆。在这种现象中硫化物夹杂起了重要作用。原子态的氢向钢材内部的金属非连续处扩散，形成分子态氢气，使钢材出现氢脆。这样甚至会产生几个大气压的气体压力，最后导致内部裂纹。

·p.114·

硫化物的膨胀系数比钢的高，所以在钢材冷却时，在硫化物周围会形成显微空隙。这就是形成气态氢的场所。但在任何冷却速度下，可以对含氢量多达 3—4ppm 的钢材采取措施，以防止局部压力超过临界压力。这就是把硫含量提高至 0.03%左右。这样，可以形成足够多的硫化物，使周围的供氢量降至能产生临界压力以下的程度。加硫后也可大大改善机加工性，这对许多工程用钢也是很重要的。

当钢材在应用中由于表面反应而不断产生原子态氢并与硫化物反应，这就另当别论了。这是输送酸性气体的管线钢所遇到的情况，由于硫化氢在金属表面分解，使氢气进入钢内。因此，必须尽量降低硫化物夹杂的含量，同时还必须改变硫化物的化学成分，如，采用钙处理，使硫化物在轧制时不变形，不产生缺口状空隙。

3.4.2 吸氮

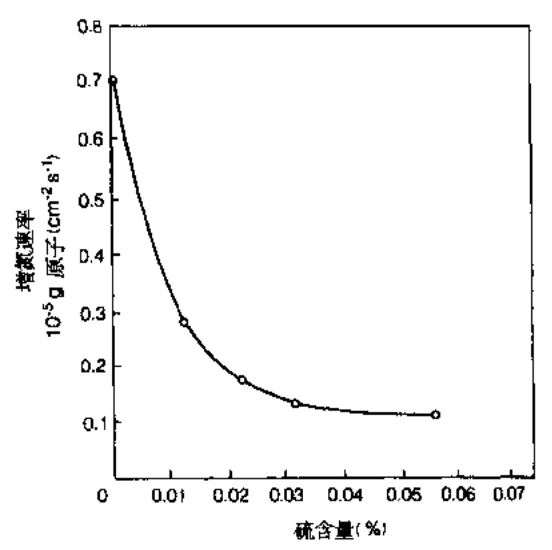


图 3-10 硫对增氮速率的影响

超低氧超低硫钢要特别注意防止吸氮。氧和硫是表面活性元素，会吸附在钢水表面。这能大大降低氮的吸附速率，因为钢水表面能吸附氮分子，使其分解并向钢水内部扩散的地方缩小了。这可由图 3-10（Greenberg 和 Mc Lean，1982）看出，当硫含量低于 0.02%时，吸氮速率就随硫含量的降低剧烈增加。

显然，对高纯净钢氮气不能用于搅拌或用作载体。从根本上要有效地保护好浇注的钢流和中间包、结晶器内的钢液面，防止从大气中吸氮。

3.5 夹杂物成长和去除的动力学

虽然，要生产出氧化物、硫化物含量低的钢，最重要的是降低钢水中氧的活度，但这只是第一步。接着就必须把脱氧、脱硫产物从钢水中排除出去。

精致的实验工作已证明，一旦加入脱氧剂后，氧化物夹杂的核就会很快生成，钢水的氧活度一般在几秒钟内就会接近平衡值。生成的氧化物大都只有1—10μm那么大。

因为这种夹杂物的比重比钢水小，氧化物、硫化物质点会按斯托克斯定律规定的速度浮向表面。仅此而言，从实用的时间尺度出发，假如钢包内钢水深度为2m，尺寸小于10μm质点上浮速度的计算值为10^{-3}—10^{-4}cm/s，就可忽略不计。但在实践中，钢水的总氧量在几分钟内就可由500ppm左右降至20ppm水平，这主要是表面张力和流股综合作用的缘故。.

如果两颗液态夹杂物相撞，就会聚集而形成一颗较大的液滴，因为一颗较大液滴的表面能比两个单独的液滴更小。这样，质点的尺寸约在1min内能成长至100—200μm，其上升速度就约为0.2—1 m/s。

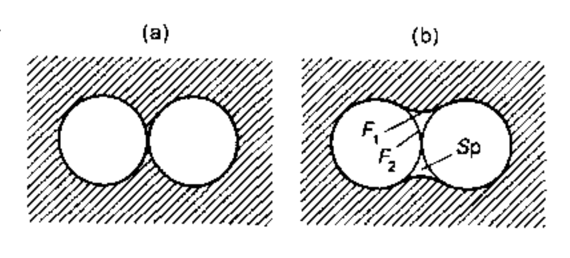


图3-11 在钢水中相撞氧化铝质点的粘附、烧结。(a) 在相撞前一刻 (b) 相撞后一刻，钢水从缝隙Sp退出（F_1 = 自由钢水表面面积）（F_2 = 未覆盖的夹杂物表面面积）

固体质点也能在相撞后互相吸附以降低相关的表面能。根据图3-11所描绘的模型（Oerters，1979），只要总表面能可下降，钢水就会从接触点附近退出。设图3-11中未为钢水覆盖的夹杂物表面为F_2，钢水的自由表面为F_1，则表面能的变化为

$$\Delta G_{\sigma} = F_1 . \sigma_{Fe} + F_2 \ (\sigma_{Inc} - \sigma_{Fe-Inc}) \tag{3-16}$$

式中，σ_{Fe}为铁水表面能，σ_{Inc}为夹杂物的表面能，σ_{Fe-Inc}为铁-夹杂物界面的自由能。

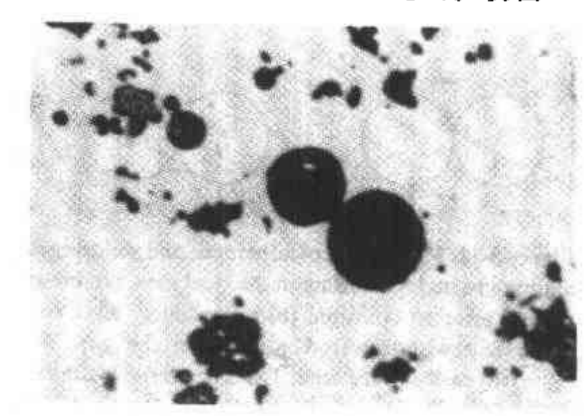


图3-12 两颗氧化铝夹杂的粘接和烧结，光学显微镜照片 ×2000

ΔG_{σ}是负值时，相撞的质点才能相互吸附。例如，氧化铝就属于这种情况，其σ_{Fe-Inc}的值很大。图3-12（Robinson等1979）是夹杂物聚集的一个例子，在钢水温度下，相撞质点会很快烧结。

质点相撞的机制有许多种。例如，因为大颗粒质点比较小的质点上升得更快，它们就可在上升过程中收集后者而成长，并加速上升。无论是用电磁方法，还是吹入惰性气体来搅拌钢包内的钢水，都是常用于排除夹杂物的手段。这样做，即使钢水总体流动，也在局部地区形成涡流，以促使质点相撞。

·p.116·

除了质点间相撞，钢水流股还促使质点与耐火材料，质点和金属表面以及质点和钢包顶渣的相撞。

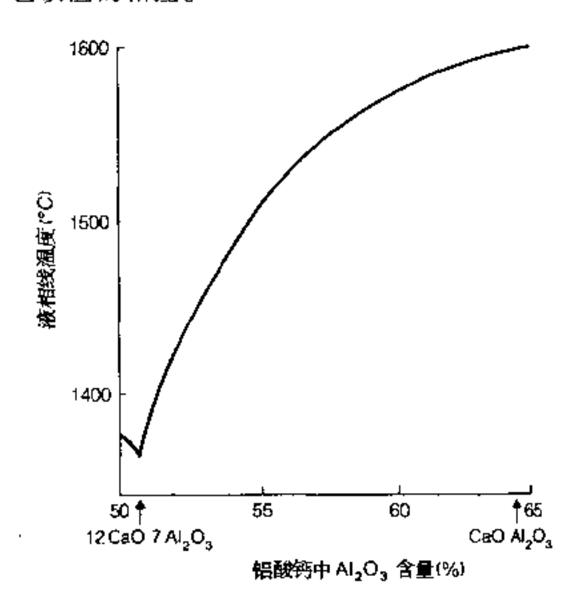


图 3-13 CaO—Al_2O_3 夹杂物的部分液相线，表明夹杂物中 CaO 量增加液相线温度下降

质点－耐火材料的相撞，与质点间相撞类似。文献提到过夹杂物沿搅拌的主流附着在钢包壁的几种情况。对铝镇静钢连铸尤为重要的一种特定附着方式，是氧化铝聚集在中间包水口的入口处。钢流方向的急剧变化对氧化铝夹杂物产生一种向心力，把它们推向水口表面。尽管钢水流速很高，夹杂物还是会附着在水口耐火材料表面，在几分钟内就会堵塞水口（Wilson 等，1987）。

为解决这问题，一般在浇注前向钢水加入少量硅钙。加入钙后，夹杂物中氧化钙含量会增加，其液相线温度就下降，见图 3-13（Harry，1986）。当钙的加入量达到某一点时夹杂物就会呈液态。这个点的位置取决于钢水温度。继续加钙会进一步提高氧化钙的活度，促进下一氧化钙与硫的反应

$$(CaO) + [S] = (CaS) + [O] \tag{3-17}$$

该反应的平衡常数

$$K_{CaO-S} = \frac{(CaS)\cdot[O]}{(CaO)\cdot[S]} \tag{3-18}$$

式（3-17）中钢水的氧含量受脱氧制度制约，而控制生成硫化钙的因素可联立（3-18）和（3-8）式决定之

$$(CaS) = \frac{K_{CaO-S}\ (CaO)\cdot[S]}{((a_{Al_2O_3})/K_{Al-O}\cdot[a_{Al}]^2)^{-3}} \tag{3-19}$$

硫化钙在铝酸钙中的溶解度很低，在钢水温度下会以固态析出。固态 CaS 质点也会附着中间包水口而堵塞水口。所以加钙时必须注意，要得到需要的液态铝酸钙夹杂。由式（3-19）可知，当硫含量高时，铝更可能导致硫化钙析出，使水口堵塞问题更难解决。

·p.117·

Kozakevitch 和 Lucas（1968）阐明了金属表面捕获夹杂物并使其进入熔渣的条件。当

质点出现在表面时会产生新的自由表面。同时钢水也在失去夹杂物-金属界面的同时也失去相同面积的自由表面。结果，总的表面能变化 ΔG_σ 为

$$\Delta G_\sigma = \sigma_{\mathrm{Inc}} - \sigma_{\mathrm{Fe-Inc}} - \sigma_{\mathrm{Fe}} \tag{3-20}$$

如果 ΔG_σ 下降，则质点会留在表面上。而且总是这样的。低硫低氧钢水的表面张力很大。对钢水用气体进行温和的漂洗，不仅有助于夹杂物碰撞，而且提供气泡表面捕获夹杂物的场所。当用覆盖渣捕获夹杂物时，式（3-20）中 σ_{Inc}会被较低的 $\sigma_{\mathrm{Inc-slag}}$所取代，使 ΔG_σ 的负值更大，更有利于夹杂物的吸附。

用碱性渣脱硫的动力学就基于渣钢间充分搅拌，过去人们已用流体力学模型作了许多研究。近年来，用较低代价就可应用高级计算机，于是开发了多种数学模型。这有助于解 Navier - Stokes 的流体方程并用计算机作图（El - Kaddah 和 Szekely，1983)。这些研究工作及实践经验表明，惰性气体的强烈搅拌特别有助于渣-钢混合。上升的气泡柱在渣 - 钢界面形成高速紊流，而外逸的气泡还会搅动渣层。这样，大量熔渣会脱离渣层搅入钢水。相反，电磁搅拌时，钢水的流动更均匀，紊流的能量强度较低，分布更均匀，所以脱硫的效果较差。

在用气体搅拌的渣 - 钢系统中，总的脱硫反应速率可用下式表示：

$$\frac{\mathrm{d}\,[\mathrm{S}]}{\mathrm{d}t} = -k_s \cdot A/V\ (\,[\mathrm{S}]\ -\ (\mathrm{S})\ /L_s) \tag{3-21}$$

式中，[S]，(S) 的单位是百分数，A 是渣钢界面面积，V 是钢水体积。

Ribout 和 Olette（1982）求出下列速率常数 k_s 与搅拌能的关系式：

$$k_s = \beta\ (D_s \cdot Q/A)^{1/2} \tag{3-22}$$

式中，D_s 为硫在钢中的扩散系数，Q 为气体流速，β 为一经验常数。

据说，取 $\beta = 500\mathrm{m}^{-\frac{1}{2}}$可适用于许多脱硫系统。

3.6 炼钢实践

正如表 3-2（Int. Iron 和 Steel Inst，1989）所示，钢主要是用氧气碱性转炉法和电弧炉法生产的。虽然在东欧、印度还用平炉生产一定量的钢，但可望氧气碱性转炉钢和电弧炉钢在世界钢产量中的份额还会增加，向目前工业化国家达到的比例靠拢。目前，这两种方法的改进步伐很大。正如前面指出的那样，这种改进主要是由市场对钢材夹杂物含量要求更低，或对其含量及类型控制要更精确的需求所引起的。

·p.118·.

二次冶金的推广，采用铁水预处理使钢铁厂和炼钢流程更趋复杂化。图 3-4 为生产一系列半成品的当代 BOS 厂的典型布置。人们已意识到对炼钢工作者说，开发过程控制及调度模型系统又是迫不及待的事了。本章 3.2，3.3，3.4 各节讨论的一些钢水化学成分方面的要点，已有一段时间就为人所共知的了。然而只有到了最近一段时期，由于设施及操作作了改进，才使精练渣的潜力得以充分有效地发挥和利用。

表 3-2 1988 年不同流程生产的粗钢

国家	总产钢量（百万公吨）	氧气转炉（%）	电弧炉（%）	平炉（%）
比利时	11.2	91.8	8.2	/
丹麦	0.7	/	100.0	/
法国	19.1	73.7	26.3	/
联邦德国	41.0	82.7	17.3	/
爱尔兰	0.3	/	100.0	/
意大利	23.7	43.8	56.2	/
卢森堡	3.7	100.0	/	/
荷兰	5.5	95.4	4.6	/
葡萄牙	0.8	58.7	41.3	/
西班牙	11.8	40.2	59.8	/
联合王国	19.0	73.9	26.1	/
欧共体合计	136.7	70.8	29.2	/
其它西欧国家	25.6	58.5	34.7	6.8
西欧合计	162.3	68.9	30.0	1.1
加拿大	15.2	68.4	31.6	/
美国	90.1	58.4	36.5	5.2
日本	105.7	70.3	29.7	/
澳大利亚	6.4	93.2	6.8	/
南非	8.7	62.8	37.2	/
所有工业化国家合计	388.9	67.0	31.3	/
巴西	24.7	75.1	23.9	1.0
印度	14.3	39.4	26.5	34.1
韩国	19.1	68.4	31.6	/
所有西方国家总计	471.4	65.6	31.5	/
民主德国	8.1	27.5	3.10	40.5
波兰	16.7	44.0	14.6	41.4
罗马尼亚	14.5	48.0	24.0	28.0
前苏联	163.0	37.1	13.6	49.3
东欧合计	208.3	38.4	15.3	46.2
全世界总计*	679.7	57.3	26.6	16.1

* 包括了占世界钢产量 87% 的国家。

在以下几节将首先从钢的纯净度和夹杂物控制的观点来回顾一下炼钢及浇铸（第 15 卷第 1 章）方面的进展。

3.6.1 氧气碱性转炉炼钢法（BOS）

3.6.1.1 铁水

氧气碱性转炉炼钢的主要原材料是来自高炉的铁水，这方面有了很大进步。铁水预处理用于脱硫已实施了许多年了，这主要是用于石油工业的产品，特别是用于海上平台的产品，要求低的硫含量，促使采用该技术。在世界各地，普遍采用在鱼雷车或铁水罐

内进行碳化钙或镁的深喷技术。由于硫含量的规定值越来越低，即使最高不能超过0.002%，也是常有的事，因此钢包内继续脱硫也已普及。正如下面还要讨论的那样，这常常与硫化物形貌控制有关，后者显然不属于铁水处理的目的。近年来许多钢厂，尤其是日本的钢铁公司，对铁水进行脱硅、脱磷预处理。

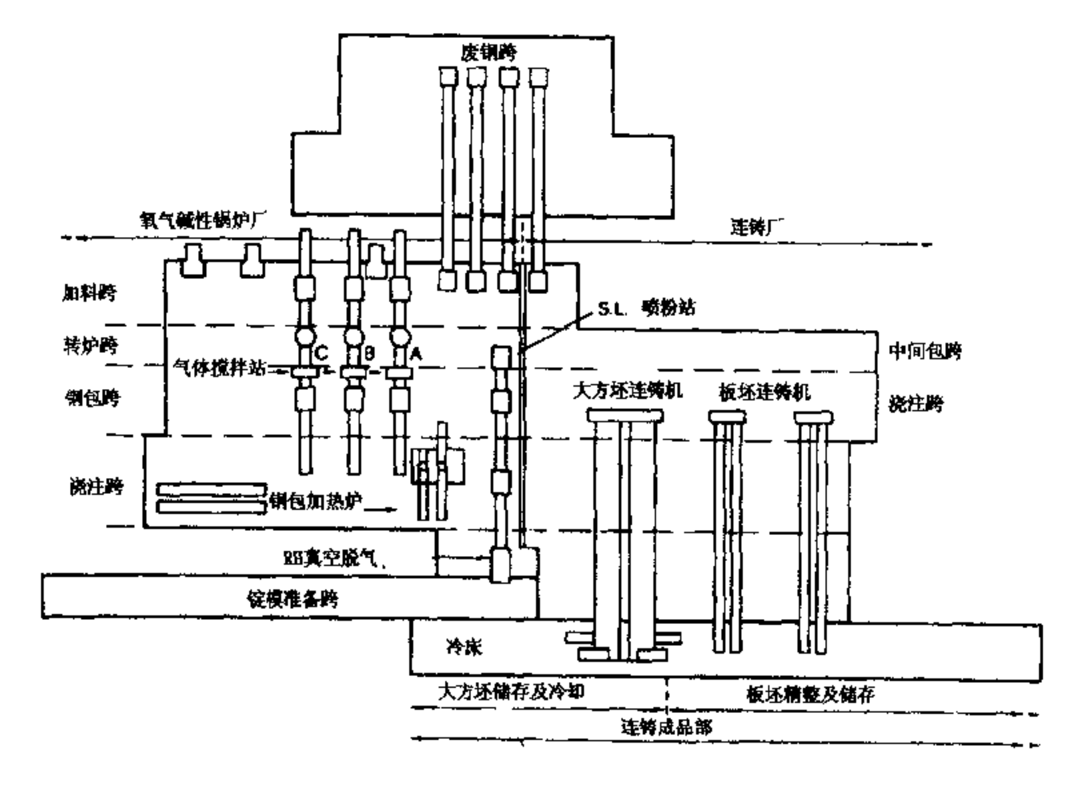


图 3-14　现代氧气碱性转炉炼钢及连铸厂的示意图

·p.119·

铁水脱硅处理有两个目的。高炉铁水的硅含量长期以来约为0.5%—1.0%。日本的炼钢工作者认为入转炉铁水的硅含量约为0.25%时，操作最经济。这样可实现“少渣”操作，可在BOS上节约石灰用量，提高金属收得率。在高炉铁水沟、鱼雷车、铁水罐对铁水加氧化铁皮或矿石即可进行脱硅。也可吹氧，硅与氧反应放出热量，可加热铁水，是很有用的。脱硅处理还有一个取代办法是直接改变高炉操作生产低硅铁水。用这种方法，铁水硅含量可低至0.15%。

在欧洲及美国的情况就大不相同了。传统上转炉炼钢时炉料中废钢比例较高，因此要求铁水含硅较高，生成熔化废钢所必需的热量。如果降低废钢用量，就要加入更多的低硅铁水，这会在高炉生产、铁水包容量、吊车起重能力方面造成困难。

·p.120·

采用低硅铁水的第二个目的是促进脱磷，以满足日益严格的要求。为了脱磷，必须首先把硅降至约0.2%以下。复合使用氧化铁、氧气和石灰，进行同时脱磷脱硫，就可达到这二目的（Nicholson 等 1988）。也有一些方法基于苏打灰处理。采用这些方法可取得下列典型成分的铁水：C 4.3%，Si 0.05%，P 0.015%，S～0.005%。在BOS吨钢渣量可由70—80kg/t降至10—20kg/t。由于这种处理会产生富硫、富磷的渣，所以铁水入转炉前必须扒渣，这是更关键的一环。开发了一种真空吸渣法，据说扒渣效果很好，而

且不会像机械扒渣那样造成金属损耗。

对铁水进行脱磷就意味着转炉炼钢时，在许多场合中出钢碳含量不必过低，因为这是为了形成强氧化条件以便脱磷用的。因此，出钢时钢水氧含量可低些。但另一方面，建立铁水预处理设施要有相当大的投资。

虽然在日本以外地区铁水预处理脱硅脱磷用得并不普遍，但西方炼钢工厂还是采取了一些措施，改进高炉操作以改善它们的铁水成分。硅含量已有所下降，有减少废钢量的趋势。例如，高炉炉料内停止加入 BOS 回收渣就可降低高炉的磷负荷，某些工厂过去用过，以回收转炉渣中的锰。

3.6.1.2 吹氧实践

20 世纪 50 年代在 Linz 和 Donowitz 钢厂首先开发成功氧气碱性转炉炼钢法，这就是人所共知的 LD 法。在 LD 过程中（也称 BOF 或 BOS），氧气用一水冷氧枪自顶部吹入钢水。在 70 年代初，一种用同心风嘴把氧吹入钢水的方法出现了，外管吹入碳氢化合物保护气体，以免周围的耐火材料受损。这方法的变种有 OBM 或 Q－BOP。这时熔池搅拌更强烈，改善了渣－金间的平衡，降低了氧化引起的金属损耗，吹炼过程也更平静，更可控。

这使 BOS 的炼钢人员采用底部搅拌系统，以求取得 OBM 法的冶金学优点，又没有那样复杂的吹氧系统（Chatterjee 等，1984）。同时顶吹氧又可增加废钢加入量，使 BOS 法具有充分的经济优越性。近年来建设的唯一大钢厂，这在韩国，就采用顶吹与氮气或氩气底吹相结合的转炉。

表 3-3 列出了底吹的效果（Normanton 和 Brimble，1986）。可见底吹可降低原来顶吹的非平衡性，相应就可得到这些好处。正如表 3-3 暗示的成本有所降低那样，出钢时钢水中氧含量低，对脱氧结果，钢水纯净度有好处。熔池搅拌也有利于生产超低碳钢。这类杂交的系统现在已广泛应用，主要是把顶吹氧和简单的惰性气体搅拌结合在一起。

表 3-3 BOS 法底部搅拌的典型优越性

[C]·[O] 乘积可下降	0.0005%
出钢磷可下降	0.002%—0.004%
渣中铁可下降	3.0%—5.0%
加铝量可下降	10%—15%
出钢锰可上升	0.03%—0.06%
钢水收得率可提高	0.5%—1.0%
炉衬寿命可提高	25%—40%

·p.121·

3.6.1.3 输入辅助能量

由于采用低硅钢水，熔池搅拌又降低了钢水氧化程度，使转炉吃的废钢量下降。废钢价格有时在很短时期内就有很大波动。为了核定应用廉价废钢的可能性，炼钢工作者开发了各种技术，以采用辅助能源，提高使用金属料的灵活性。

技术之一是在炉内利用成分主要是 CO 的炉气的一部分化学能。做法是用氧枪上位于炉内较高处的辅助喷孔增加氧气喷入量，把 CO 燃烧成 CO_2。

也采用废钢预热，在废钢即将加入转炉前用燃氧烧嘴加热。底吹转炉稍加改装就可用炉底风嘴喷人碳氢化合物“在线”预热废钢。也开发了在普通顶吹氧时加入煤或焦碳的技术，以便必要时可增加废钢比。

3.6.1.4 过程控制

氧气碱性转炉炼钢过程的生产率很高，为此必须应用结构良好的控制系统，这方面的工作还在继续开发。

BOS 控制系统的核心是炉料平衡，或是“静态”控制。这是以所发生反应的标准热力学、化学数据为基础，用计算机作热平衡及物料平衡计算。除要知道那些人所共知的方程式外，还必须考虑到具体工厂的特殊因素，如炉壳的散热等，这些因素都是经验性的。正因为这些千变万化的因素，加上称重、成分分析、温度测试都有些误差，使静态模型只能是对熔池成分、温度的一种，即使是很好的指导性测算而已。对现代化生产来说，即使是最好的静态控制也已不能满足要求，所以正在开发一种在吹炼过程中能修正模型的技术。传统的做法是中断吹炼，摇炉取金属样和测温，根据所得温度和碳含量数据修改模型，再接着吹炼。

近年来，一种所谓副枪的设备得到广泛应用。这是带有取样头和热电偶测头的第二支水冷枪。在吹炼了约 90% 的时间后，它能在最短的中断吹氧期间降入熔池。碳含量由试样冷却曲线得出。碳含量与温度值一起输入吹炼终点模型，就可算出剩余吹炼时间内应作哪些变动，使出钢前钢水温度可控制在 ±10℃，碳含量控制在 ±0.01%之内。然后，再用金属样作硫、磷及锰的分析。在吹炼终点再用副枪测一次，根据新的碳含量、温度及第一次测定的磷、锰含量决定是否出钢。这就是所谓的快速出钢技术，使出钢到出钢时间更短，一般大型 BOS 炉的出钢到出钢时间为 30min。

·p.122·

虽然，原则上静态模型加副枪已能相当精确地控制出钢前的熔池，但熔池不可预见的变化会造成不稳定的二次精炼过程。因此，许多工厂采用了动态控制系统，一般这是以测定熔池脱碳速度和熔渣物理状态为基础的。为了满意地控制冶炼过程，必须实现由瞬时脱碳速率所表征的最佳精炼过程，并在整个精炼期要很好成渣。精炼过程用计算机监控并显示给操作人员，主要是根据炉气分析所得的脱碳速率 dC/dt，氧流量及温度。熔渣情况可用音频或微波装置测定的起泡程度来表示。以这些测定值为基础的吹炼在线控制系统已广泛用于监控熔池反应的发展。操作人员改变氧枪相对熔池的位置使炉况处于标准的 dC/dt－时间曲线的一定范围内，就可进行调整和控制。最近也在开发闭环控制，把炼钢工作者的“诀窍”组成专家系统，能自动调整氧枪位置，使 dC/dt 符合上述标准曲线。

3.6.1.5 熔渣控制

大多数钢种的碳含量较低，图 3-3 表明钢水及熔渣在出钢前是氧化性很强的。只要碳含量稍有变动，整个系统的氧化程度就有显著的变动。

出钢时如不采取特殊措施，不同成分、不同数量的熔渣就会进人钢包。在这样条件下，铝的回收率既低又毫无规律，很难满足规格对铝含量的要求。同时，钢水的回磷，回锰也在变，钢包顶渣的成分也无法控制。过去，面对这些困难，炼钢工作者也能相当

稳定地炼出大多数规格的钢种。然而，随着材料工程师、设计人员寻求钢材更有效的用途，钢制品更稳定的性能，钢材的规格越来越细化，对品质的要求越来越高。因此，钢包顶渣的成分控制就越来越重要。

在许多场合，仅仅尽量减少钢水与顶渣的反应就能满足要求。做法是把顶渣保持在静止状态，使其冷却，变得更粘，如以后要介绍的 CAS 及 RH 处理的那样。

·p.123·

在其它场合，尤其要脱硫时，就必须尽量减少炉渣进入钢包。有许多方法来解决这问题。一是钢水倒包，即把钢水从一钢包倒入另一钢包，这虽然有效，但使钢水降温，增加钢包使用成本，而且实施也较困难。

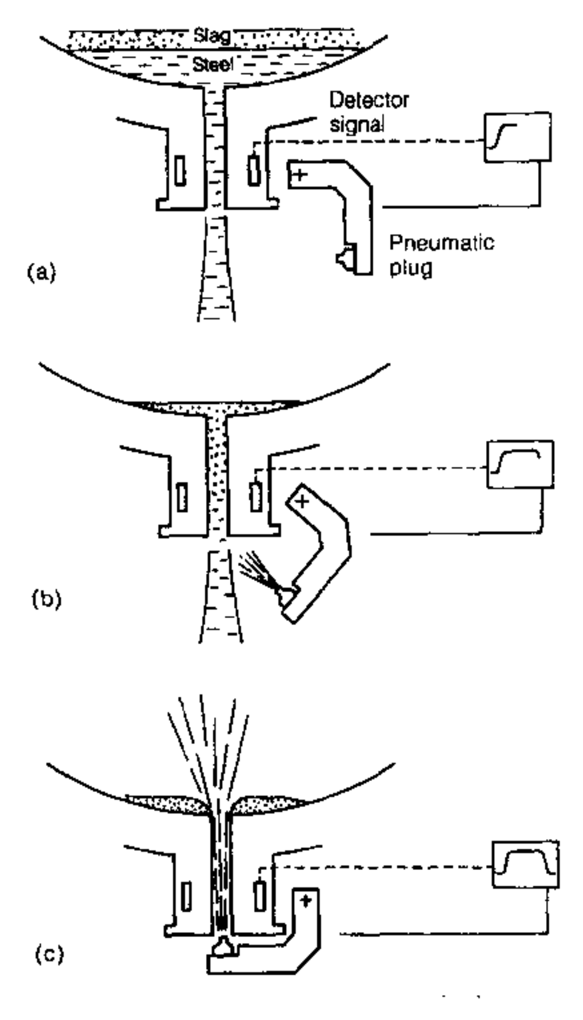


图 3-15 炉渣监测及气动挡渣装置

(a) 出钢时状态；(b) 发现出钢口有炉渣；(c) 气动挡渣装置堵住出钢口把炉渣留在炉内

最近，出现了更多防止转炉渣进入钢包的方法。就炉渣进入钢包而言，转炉出钢可分为两阶段。开始摇炉出钢时，在钢水到出钢口之前熔渣已漫过出钢口。这时只要事先用破布等物堵住出钢口，直至转炉继续摇下去，钢水就会把熔渣挤出出钢口附近地区，就可防止炉渣进入钢包。现在也采用专门的耐火材料，这种材料加热后就膨胀，堵住出钢口，也很有效。然而，主要问题是如何防止出钢结束前防止炉渣卷入。现在有许多方法。一是出钢快终了时，在熔渣尚未以旋涡方式卷入钢水之前就把转炉摇回垂直位置。这样做，转炉内会留下少许钢水，使出钢量有所减少，会降低些经济效益或生产率。出钢后期，一旦发现钢流中杂有熔渣后，转炉就要高速回摇，以尽量减少炉渣进入钢包。可以用目测，也可在出钢口内衬中埋入电磁元件来发现炉渣。但电磁系统更好，可以设计得使其能控制摇动机构。电磁系统也可与气动喷嘴相联，见图 3-15。喷嘴就安装在出钢口附近，通过摇臂靠近出钢口，再把压缩空气吹入出钢口吹出炉渣，但比重较大的钢水仍可流入钢包（Krieger 等，1987）。

另一种广泛使用的方法是，当转炉倒向出钢位置时，把一种耐火材料制品放在出钢口上方，这种耐火材料制品的比重使其可漂浮在渣/金属界面上，出完钢水后就会堵住出钢口，见图 3-16（Gruner 等，1979a）。最重要的是挡渣球的位置要正确。

·p.124·

虽然任何挡渣装置都不能完全防止炉渣进入钢包，但在大型转炉上，可以稳定地做到进入钢包的炉渣少于1t。也可用机械扒渣设备把炉渣从钢包扒出，但这样难免有部分钢水随同炉渣一起扒出。日本开发了从钢包排渣的真空吸渣装置。这可避免金属损耗，但这仅对铁水罐扒渣很成功，用于钢包时却不太成功。

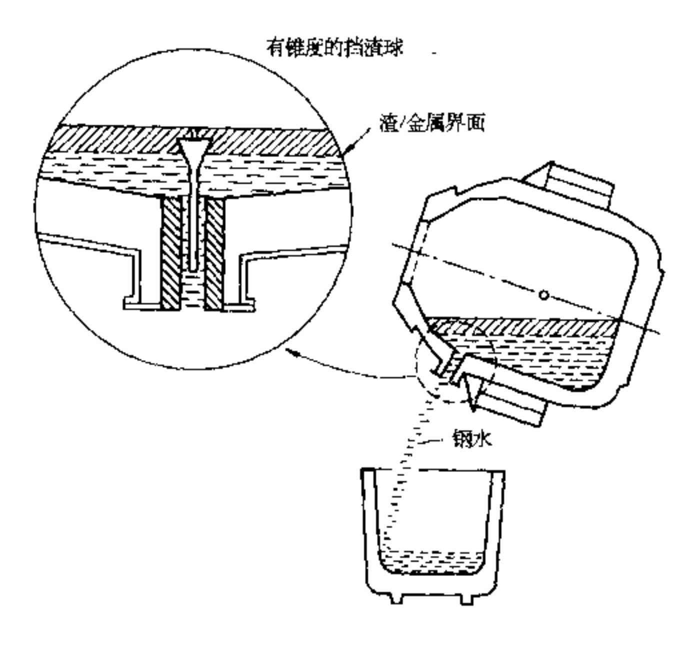


图 3-16 挡渣球挡住炉渣

总之，为取得更优质的钢水，按目前控制转炉出钢挡渣的情况来说，这还是一个关键问题，也是发展先进二次冶金工艺的重要条件。大多数钢厂都采用了这种或那种熔渣控制系统，并继续在不断改进。

3.6.2 电弧炉炼钢法（EAS）

1988 年世界年产钢能力的 27%为电弧炉炼钢（见表 3-2，Int. Iron and Steel Instit)。电弧炉钢所占份额因氧气转炉取代了平炉，而前者的废钢用量又比平炉少而得到推动。预测这份额还会进一步增加，例如看来氧气转炉和电弧炉的生产能力在东欧、印度因取代平炉会继续增长。是否得到合适的废钢当然是一个因素，而生产率不断提高，在节能方面不断的进步也非常重要。在过去 20 年来电弧炉的设计和操作不断在发展改进，而且还将继续下去（Teoh，1989）。最重大的进展见图 3-17（Fruehan，1989）。

3.6.2.1 *废钢准备*

·p.125·

对电弧炉炼钢工作者来说，废钢的供应情况和品质的变化是非常重要的。采用连铸后，钢厂内部产生的废钢量从产钢量的 20%以上降至 10%左右。同时，钢材的主要用户也在不断努力改善钢材的利用率。因此，品质明确的废钢比例在下降。而废钢供货量有增长的领域是耐用消费品和汽车。这种废钢的品质是捉摸不定的，因此，废钢准备用的设施有明显的增长，这主要是增加了废钢破碎厂，以提高废钢品质并回收有色金属。即使这样把废钢的品质提高后，破碎废钢的含铜量仍达 0.25%左右，与此类似，其它残余元素也有较高的含量。如果要冶炼对残余元素有严格要求的钢，就必须配入更优质的废钢，如果可能，要配入高炉生铁。一种越来越重要的代用含铁原料是直接还原铁（DRI)。这种高纯度原料的年产量从 1977 年的 330 万吨已增长至 1987 年的 1230 万吨。即使如此，这只是世界需求量的很小一部分。

市场上有各种品位的碳钢、合金钢废钢。一家生产碳钢、合金钢的电弧炉钢厂一般

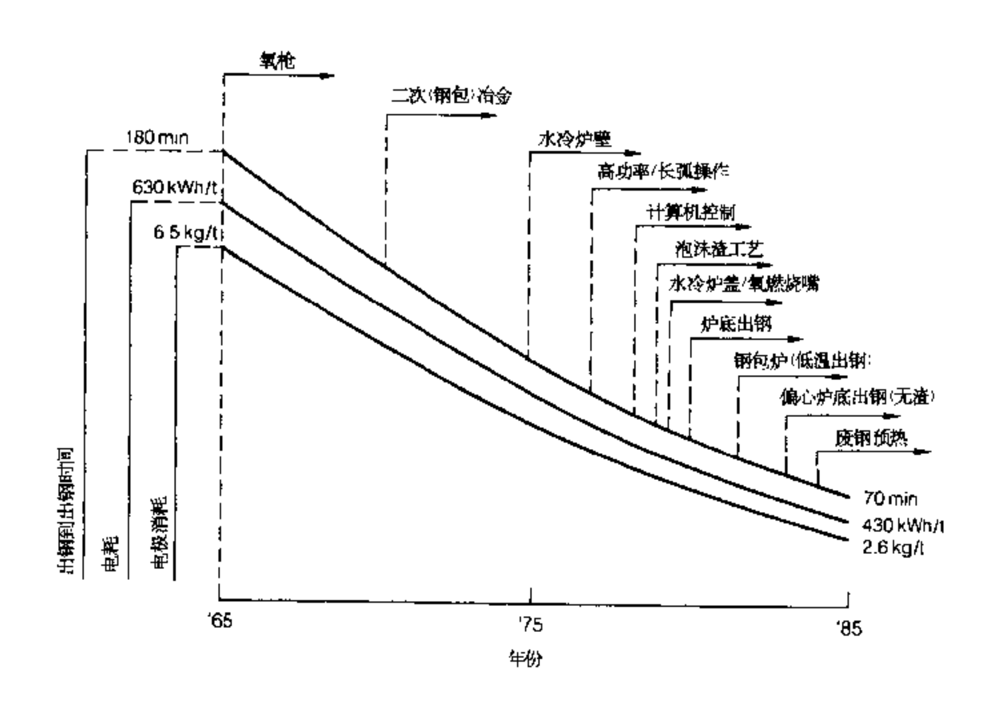


图 3-17 电弧炉炼钢工艺发展大事记

要从多达 50 种不同成分、不同价格的废钢中选用合适的作原料。人们已广泛应用一种称为"最低成本废钢配料"(LCM)的计算机程序，以根据成品规格要求最合理地选用入炉废钢。这种程序可根据原料价格的变化而改变用料。其目的常常是控制残余金属元素含量，或是按要求控制铜、锡、铬、镍等，或是满足钢材热处理时的淬火性要求。由于各种废钢成分的不确定性，在计算时采用统计方法。在某厂的特定情况下，可把影响加工成本的各项因素，如回收率、熔炼时间、各项消耗都包括进去，以得到综合成本最低的废钢配料(LTCM)。

·p.126·

3.6.2.2 废钢预热

一般说来，约 20%的电弧炉输入能量为废气带出炉外。现在许多工厂有相当简单的废钢预热设备，就是在废钢加入电弧炉前用废气通过废钢，把废钢预热至 250—350℃，可节电约 40kW·h/t。有些厂用更好的预热设备，用辅助矿物燃料加热。还有一种方法是采用双壳炉，带电极装置的炉盖与带烧嘴的炉盖交替使用。这时，用烧嘴在一个炉壳内可把废钢加热至 800—1000℃，而在另一炉壳内正进行电弧熔炼。报道说可节电 250—300kW·h/t 钢水，而一般的电耗为 450—550kW·h/t。

3.6.2.3 输入功率

一般说，输入功率越高，电弧炉的热效率越高，因为与时间有关的热量损失能成比例地减少。一般用吨钢 kVA 数来表征电弧炉的额定功率，在 70 年代，把额定功率为 400kVA/t 的电弧炉称为超高功率炉(UHP)。现在这种额定功率已司空见惯，额定功率



达 800kVA/t 或更高的炉子已在生产。由于输入功率增加，电弧电流也增加。这又增加了电极端部的损耗。所以为了保持高的功率输入，必须提高电压，而不是电流。这就是要用长电弧，但这又使炉衬损耗增大。解决这难题的方法是在炉壳大部分及炉盖采用水冷元件，即采用水冷炉壁及水冷炉盖。表面看来这样做会增加热损失，但实际上，单位时间的热损失虽然增加了，但由于熔化速度已提高到如此程度，以致吨钢的能耗还基本不变。水冷炉壁上溅有熔渣，也有提高热效率的效果。

与这些技术进步的同时也开发了所谓泡沫渣工艺。这是把碳和氧喷熔池，产生发泡作用，把渣层厚度从约 0.1m 增厚至 1m。这在增加些能量输入的同时又把电弧埋住，可提高热效率。据报道可节电 40kW·h/t，同时因熔渣还原得更好可提高金属收得率。

电弧炉炼钢采用吹氧已有多年历史，但最近才把吨钢水的氧耗从约 $15m^3$ 增至 $30m^3$。吹氧可造成的吨钢节电量的计算值约为 $3kW·h/m^3$，这时还须向炉内每吨钢水加 1kg 焦碳。在大型电弧炉上，实际值与此计算值很接近。

由于电价很贵，电弧炉炼钢工作者就不断寻找价格更便宜的能源，结果之一就是广泛应用氧－燃烧嘴。这类烧嘴有许多型式，最常见的布局是用三支烧嘴对准电极间的冷区。一般是烧嘴提供的能量约为总能量的 1/10，使熔化更快更稳定。

·p.127·

现在又出现了熔池搅拌技术。从某一程度说，这是利用了为氧气转炉所开发的技术。这样做，除了有上一节介绍氧气转炉时提到的冶金优点外，还有助于熔池吸收当今已提得很高的输入功率，可提高金属收得率，每吨钢水可节约废钢 5kg，还能节能 14kW·h/t（Szezesny 等，1990）。熔池搅拌使熔渣接近平衡状态，所含 FeO，MnO 较低。除了提高金属收得率外，因为渣中氧化物含量接近平衡，钢水残锰量会更高，脱氧所需的铝量也会少些。

3.6.2.4 计算机控制

近年来，电弧炉的生产率已大大提高，熔炼速率达 80—100t/h 已属常事。同时，对钢水品质的要求也更严格。因此，为保持稳定的业绩，在开发过程监测器方面下了很大功夫。随着计算机价格的下降，就能应用计算机系统从这些监测器采集信号，向操作人员显示炉况。现在人们应用许多种计算机辅助炼钢软件包。标准的做法将是由专家系统对某些炼钢操作进行闭环控制。

计算机辅助炼钢的主要目的是熔炼时直接控制电弧炉操作（图 3-18）（Copeland 等，1990）。这包括输入的能量，装料操作，供电程序，吹氧，精炼和脱碳期成分调整等。熔炼时装料操作控制是根据水冷炉壁、水冷炉盖的水温来实施的，还辅以在线过程控制的方程式和算法来跟踪熔清的钢水成分和温度。为了控制熔炼过程，还开发了以知识为基础的系统，或是向操作人员提出建议，或是直接动作。这些动作是电极穿井，变换变压器抽头，控制输入功率，建议取样和加料。最后的动作可与 LCM 或 LCTM 模型相联。该系统也监控氧气吹入量和氧燃烧嘴的操作，与输入的电能组合在一起以达到最佳的熔炼操作，最佳的经济效益。

·p.128·

过程控制方程式用于随时跟踪电弧炉操作，提供熔池成分和温度的信息。这些程序

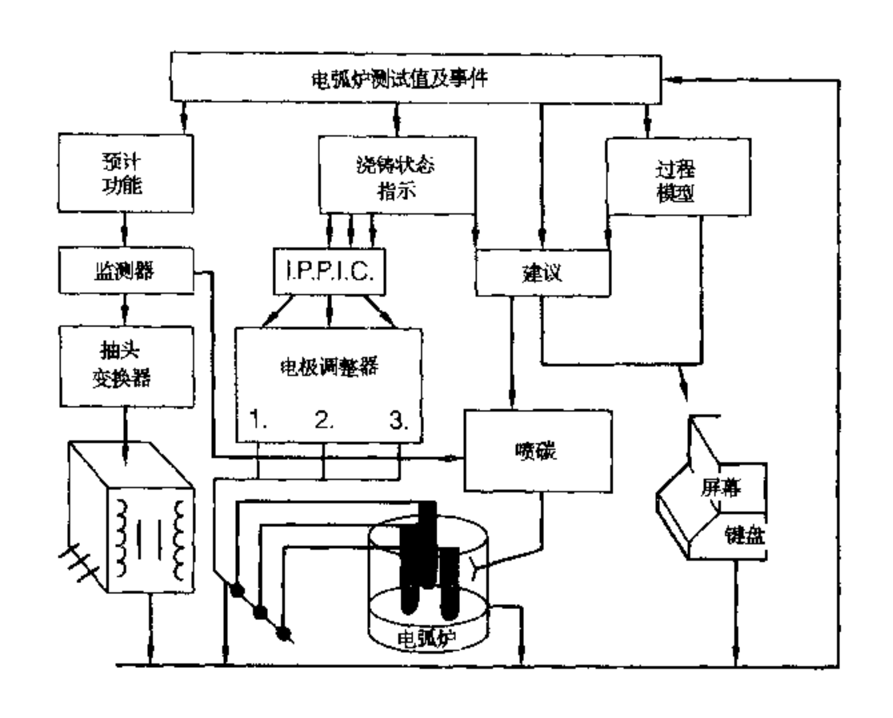


图 3-18 计算机输入功率控制（CPIC）的示意图

IPPIC 为独立的相输入功率控制

用以尽快计算出达到所需碳含量及温度的出钢条件，还应输入多少氧和能量。

计算机辅助熔炼系统也可与厂一级计算机系统相接合形成一个整体。这将越来越普及成为一种常规做法。

3.6.2.5 无渣出钢

与氧气转炉一样，特别要注意出钢时别把炉渣倒入钢包。为此采用了各种方法。比较简单的是改变出钢口设计，即把原来在渣线上方呈水平方向的出钢口改成与炉底呈切线方向，见图 3-19。这样，摇炉后钢水可在熔渣下方倒出。

更激进的进步是偏心炉底出钢（EBT）系统（Mills 和 Thornton，1986）。这样可使钢水在熔渣下方倒出。这时，炉子倾角可大大减小，使水冷炉壁可安全地扩展至紧靠炉底的位置，以减少耐火材料的消耗。还有一个优点是出钢很快，使钢水温降大大减小，钢流也更紧凑，不易二次氧化，吸氮，而且实际上可以把钢流保护起来，把钢水出到部分用包盖盖住的钢包，以进一步降低与空气的任何反应。

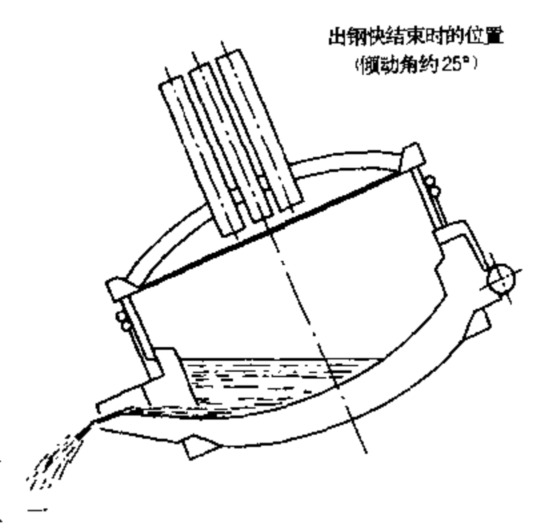


图 3-19 电弧炉用以无渣出钢的埋入式出钢口示意图

另一个激进的取代传统出钢的方法是在出钢口外端安装滑动水口。摇炉时这水口是关闭的，直到熔渣高于出钢口为止。出钢快完毕时一看到有炉渣出现就快速关闭水口。

必须注意，上述熔渣控制操作都会在炉内保留一些钢水，这就要求调度能保证前后两炉钢能彼此相容。

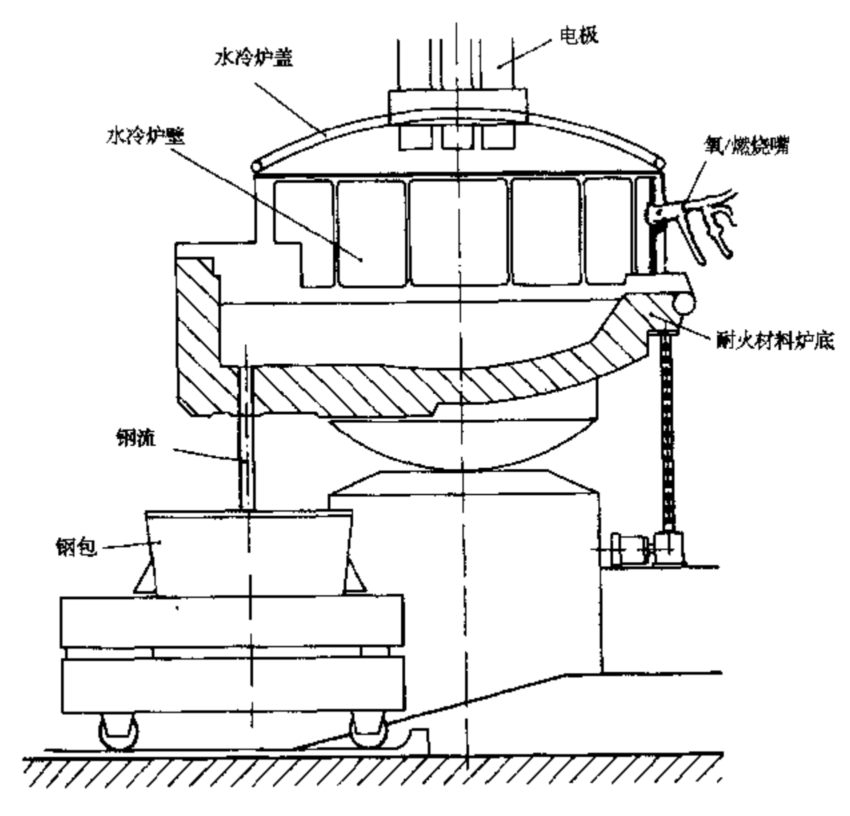


图 3-20　说明电弧炉偏心炉底出钢，氧-燃烧嘴及水冷炉壁、炉盖的示意图

·p.129·

3.7　二次冶金实践

最近 10 年来，炼钢厂最大进展之一就是精炼钢水的二次冶金或钢包冶金技术的快速推广。主要原因是：1）生产率及成本的考虑：氧气转炉和电弧炉在熔化、脱碳、脱磷、调整钢水温度等方面都很有效。但进一步微调成分和温度就更困难，而且耗费时间，所以这些操作在二次冶金时完成就更有效。这样可以解放初炼设备，使它去做更适宜的工作，达到全面的经济运行。2）连铸的要求：因为连铸的收得率高，可减少轧制成本、节能，改进品质，所以应用越来越广（见 15 卷第 1 章）。这种过程要求精确的钢水温度控制，钢水中非金属夹杂含量低，如氧化铝要低，这对顺利控制连铸是非常重要的。只有应用二次冶金才能达到这些目标，满足当代的品质标准。二次冶金设备也用作初炼炉与连铸机间的缓冲，使这两种设备能达到最高效率。3）产品开发的要求：推广二次冶金最重要的理由是市场要求品质越来越高的产品。应用二次冶金反过来又导致开发新产品，提高钢材的竞争力。

·p.130·

二次冶金系统有许多型式，它们是分门别类的，以下几节大致予以介绍。

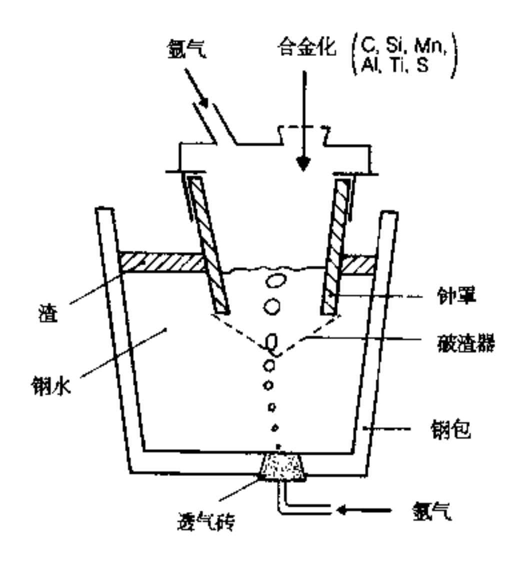


图 3-21 采用氩气密封进行成分微调的钢包精炼过程（CAS）示意图

3.7.1 钢包搅拌和成分微调

这是二次冶金系统最基本的类型，长期以来就用于钢水成分微调和均匀化。一般或是用包底的透气砖，或是用深插的包有耐火材料的喷枪吹入惰性气体来对钢水进行搅拌。

现在一般用高铝砖或白云石砖砌包衬，还可以用包盖把搅拌的气体集中在包盖下以防止钢水受空气作用而二次氧化。对超低硫镇静钢必须用氩搅拌。用氮气搅拌因前面说到的原因（见 3.4 节）会使钢水增氮。

在这种系统中如果不用包盖可以用钟罩，在氩气搅拌造成的气封条件下进行成分微调（CAS），见图3-21。这种处理的优点是熔渣没参与搅拌而处于静止状态。这就限止了带入的初炼炉渣的危害，如：铝收得率低，回磷等。据报道，这样生产的钢水比一般钢包搅拌的更纯净些，铝及其它合金元素的收得率也更高。这种系统的又一发展是 CAS-OB，加入铝后可以向钟罩内的钢水吹氧。铝的氧化可加热低温钢而不必把钢水倒回初炼炉。吹氧生成的氧化铝再用一般的 CAS 氩气搅拌去除。但对纯净度要求最严格的钢种应有所保留地采用 CAS-OB。

大概最高级的钢包搅拌是在惰性气氛中把碱性渣与钢水充分混合，以同时达到有效的脱氧和脱硫。在盖住的、砌有白云石包衬的钢包内进行激烈搅拌可降低钢包内顶渣的氧化铝活度，强化脱氧，图 3-22（Gruner 等 1979，b)。这又加强了顶渣的脱硫效果，达到快速脱硫（图 3-23)，生产出纯净的、实际上不含氧化铝的钢水。

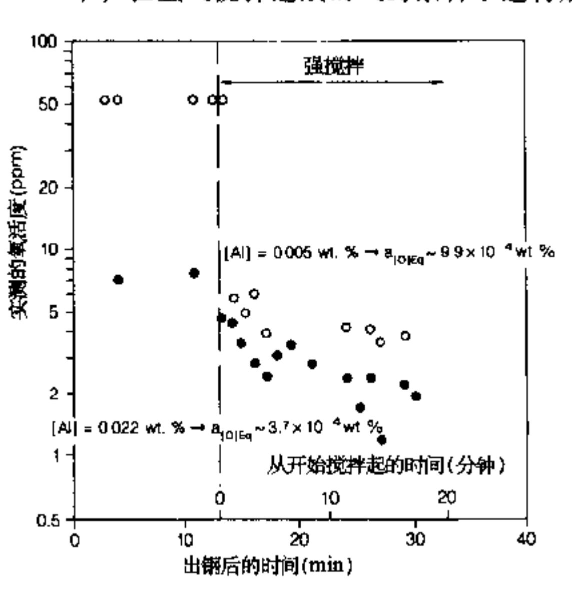


图 3-22 二炉含铝量不同的钢水在脱硫时氧活度的降低情况

3.7.2 钢包喷粉技术

·p.131·

自 70 年代初以来，把物料喷入钢包已广泛用于精炼和合金化。这种技术最初得以快速发展是用于把钙合金，主要是硅钙用气体输送技术喷入钢包进行钢水脱硫。硅钙是

价格比较便宜，稳定性较好而可以加工的钙合金。硅能增加钙在钢水中的溶解度。在3.3节大致讨论了钙脱硫的机制。由于在炼钢温度下钙的蒸气压很高(钙的沸点为1487℃)，合金粉要用氩作载气喷入钢包深处。当包衬是碱性时脱硫效果最好。可用这种技术使剩余的氧化物和硫化物变性，生成低熔点的含硫化钙的铝酸钙。3.7.1节中已指出，采用成分可控的顶渣可达到快速、有效的脱硫。实际上，有一种把成分合适的合成渣粉剂用气体输送喷入钢包的发展趋势。现代的喷吹系统可先后喷入各种粉剂，可在短时间喷硅钙处理后再喷入渣粉使夹杂物变性。现在有不同的系统在应用。图3-24是喷粉系统主要部件示意图。

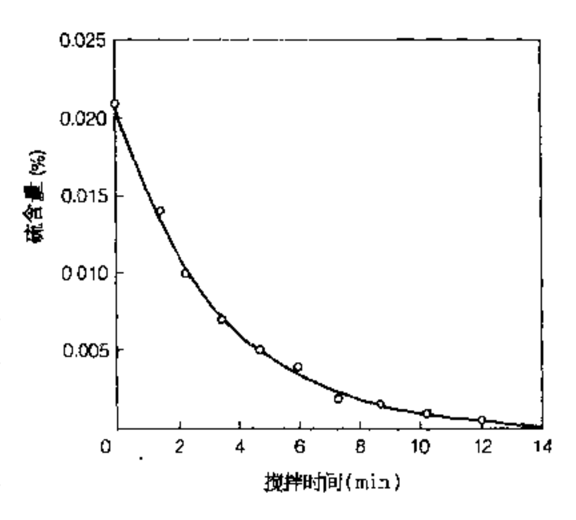


图3-23　硫含量随搅拌时间而下降

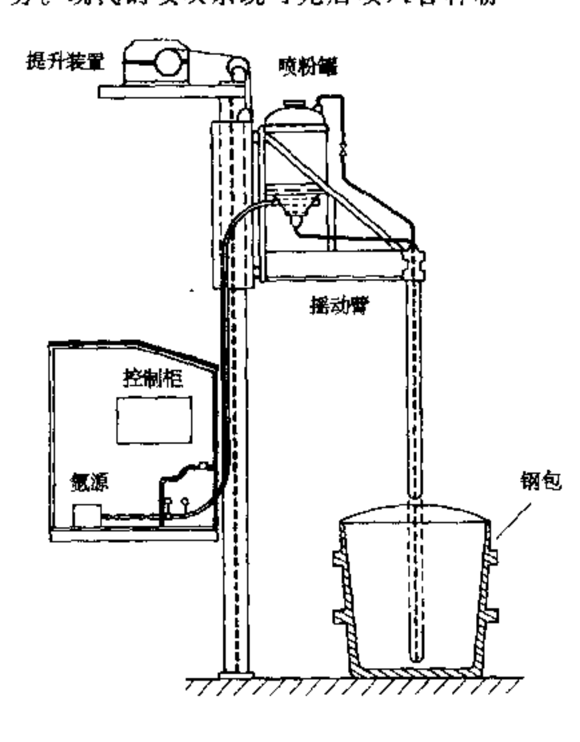


图3-24　喷粉脱硫系统示意图

·p.132·

许多工厂现在用严格控制成分的顶渣加上惰性气体强烈搅拌使渣-金混合来进行脱硫。然后再喂入钙包复线进行夹杂物变性处理。这种处理的目的可以只用以氧化铝变性处理，以形成液态铝酸钙，防止连铸时水口堵塞，或是使最终成品中氧化物、硫化物充分变性。与气体喷射系统一样，喂线系统也是向钢包加合金料进行成分微调的方法。与气体喷射技术相比，与气体搅拌相结合的喂线过程对钢水的干扰较小，所以温降、增氮也较少。

3.7.3　真空脱气

有意思的是真空脱气首先广泛用于大规模生产的炉外精炼过程。最初，脱气设备用于控制氢含量，但后来人们清楚了，这还可达到别的目的，如，生产更纯净的钢水。脱气设备有三大类：钢流脱气，循环脱气(即RH及DH)及真空室脱气。后两种从控制夹杂物角度来看尤为重要。

1) 真空室脱气装置

一般这种设备工作时先把钢包放入真空室，在抽真空的同时用惰性气体搅拌。还有一种方案是钢包上部有一可密封的边缘、与包盖相配就能形成一个真空室。真空泵系统

的第一级常常用水环泵，然后是喷射泵。其它类型的脱气装置也与此相似，可以达到0.5mmHg[1]的真空度。

真空室脱气装置的特征是可以用强烈气体搅拌使渣-金混合。在吹气速度一定时，搅拌能因脱气装置内压力下降而大为增加。由于脱硫过程的质量传递系数是搅拌能的函数，所以搅拌气体流量一定时，脱硫率会提高。同时真空室内钢水暴露也不会引起二次氧化。

要注意的是在所有钢包搅拌操作时，从钢/渣界面到钢包上缘要有足够大的自由空间，以容纳形成的紊流状态。这对旧厂来说会造成不希望有的钢水重量限制。强烈搅拌后，有一温和搅拌期，使卷入的顶渣能浮出来。

2）循环脱气装置

在循环脱气装置中，真空室位于钢包上方，并装有埋入钢水的吸管。这种装置主要有两类。Dortmond Hörder（DH）脱气装置有一根吸管，操作时反复把钢水吸入真空室，再把钢水放回钢包。

·p.133·

Ruhrstahl-Heraeus（RH）脱气装置（图3-25）用两根吸管埋入钢水。与DH一样，开始操作前吸管用作为破渣器的锥状薄钢板盖住，防止顶渣进入真空室。在一根吸管的下

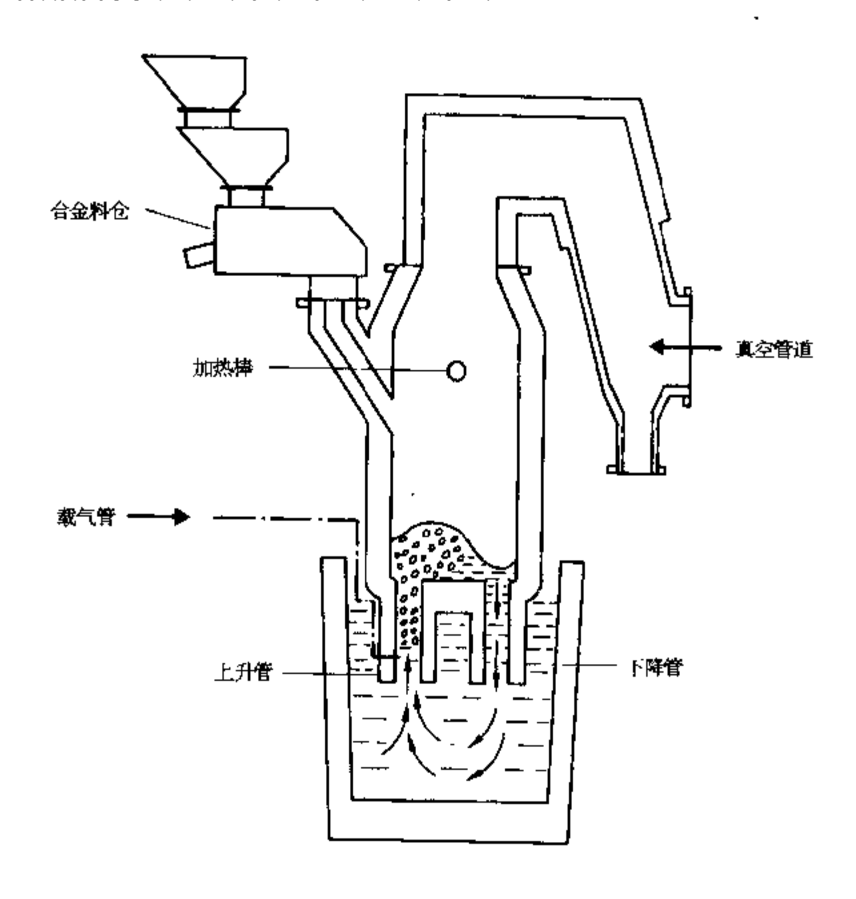


图3-25　RH脱气装置简化示意图

1）1mmHg = 133.322Pa，下同。——译者注

方吹入氩气，使钢水循环进入真空室。这就形成一个上升流，而在另一吸管里则有下降流，形成循环运动。与真空室脱气装置相反，在循环脱气装置内顶渣几乎静止不动，所以不能进行脱硫。

DH，RH法在不断改进。加大了真空室，提高了搅拌能，使操作更快更有效。工程设计，耐火材料的性能也有改善，以提高作业率，因为脱气装置已不像以前那样只偶然对几炉钢水进行脱氢，现在已是整个炼钢过程的一个步骤了。重复、快速的操作可把温降减少至10—12℃。用脱气装置开发了超纯净、超低碳及成分严格的取代沸腾钢的钢种（见第7卷第7章）。

近来广泛采用所谓的轻处理操作，见图3-26。这是用较高的压力对钢水进行较短时间的处理。但已足以进行碳氧反应，使钢水能有效地用碳脱氧。氧气转炉出钢时，钢水碳含量比成品碳含量稍高些，以节省吹炼时的用氧量及时间，提高金属收得率，增加高炉铁水的锰收得率，因为大部溶解氧已以一氧化碳的形式排除掉，所以铝的收得率及控制也大为改善，也提高了钢水纯净度。

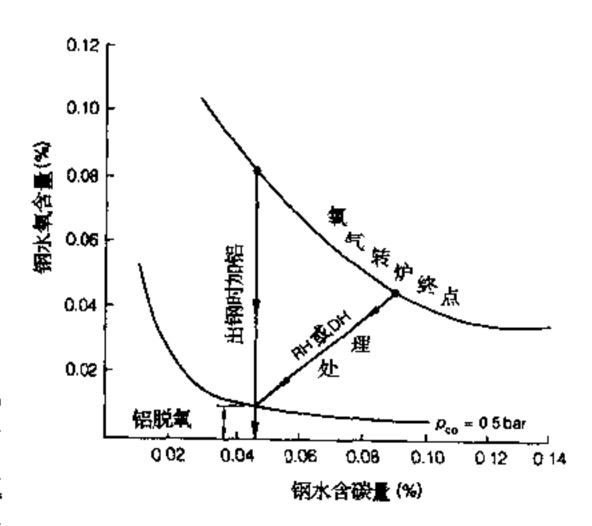


图3-26 轻处理时钢水中的氧碳关系

·p.134·

RH过程的重大发展是RH-OB过程。这是在真空室底部附近加上了吹氧设施，以生产超低碳钢。请注意，轻处理时，转炉钢水的碳含量要控制在很窄范围内，使脱气后达到所要求的最终碳含量。吹氧就去消了这个限制。与CASOB相似，吹氧时加入铝就可以加热钢水。然而要有一个规范的脱气期，以排除氧化铝夹杂。

如前述，循环脱气时渣-金混合很微弱，所以不能脱硫。因此，又开发了一种在RH真空室上升吸管底部喷入精炼渣的方法，据说脱硫率可达80%（Komai和Mizukami，1982）。

3）钢流脱气

钢流脱气有许多方案。例如，出钢钢流脱气法，就是把钢水出到带真空密封，坐在真空室上的小钢包内，在真空室内还有一个钢包。钢流在真空室内分裂成许多细小的液滴，所以脱气非常有效。还有一种特别适用于制造大型锻件的安排是把钢水直接注入真空室内的钢锭模中。为了使钢流能利索地注入锭模，必须用一耐火材料的装置来限制钢流。虽然钢流脱气的效果很好，但对别的冶金目的用途却有限。

3.7.4 钢包加热系统

在二次冶金领域，近年来发展最快的是钢包炉。它首先在电弧炉钢厂得到迅速的推广，因为在那里首先要把还原期移至钢包处理以解放电弧炉，使其作更有效的工作，即

熔化、脱碳和脱磷。由于在厂内电弧炉数量减少了，并安装了钢包炉（有时可用现有的电弧炉变压器），使产品品质、生产率、成本都有改善。

一般在钢包上缘密封槽上坐上一耐火材料砌的或水冷的包盖。用三根石墨电极输入交流电，装置上也有加合金料的设施，见图 3-27。

·p.135·

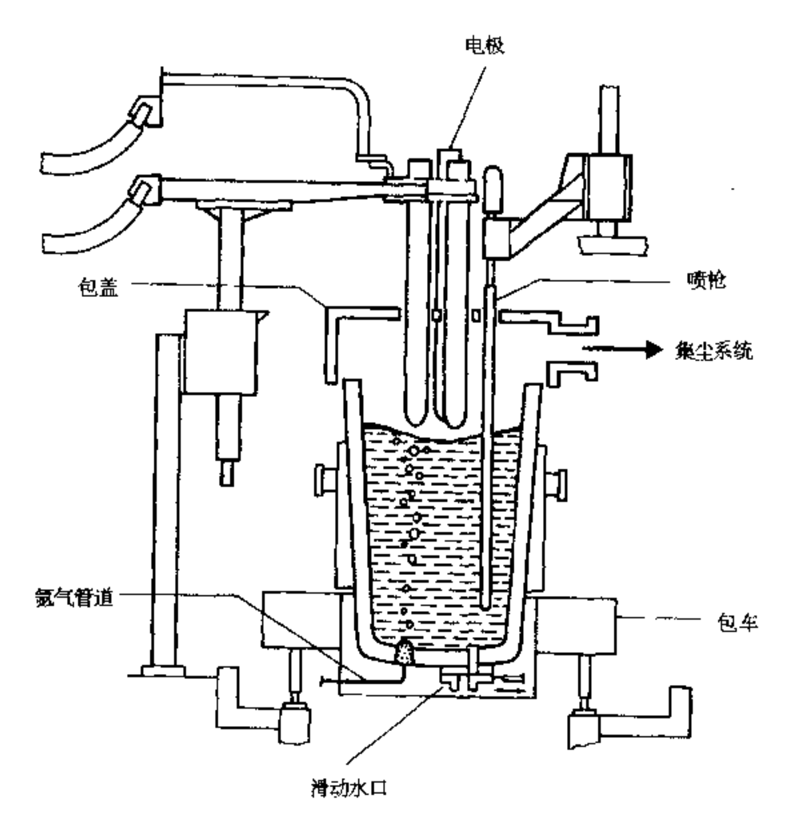


图 3-27　钢包加热系统示意图

经验表明，安装钢包炉可全面达到节省耐火材料、电耗和电极消耗。钢包炉还是初炼炉与连铸机之间优秀的缓冲器，可精确控制温度和成分。初炼炉可降低出钢温度，以求得节时节能的效果。

尽管在钢包上用了电弧加热，但如果设计合理，采用高品位耐火材料，钢包包衬寿命还可以达到较长的可接受的水平。钢包内的顶渣要足够厚，以便把电弧埋住，改善热传递。从冶金学角度看这也有好处，因为电极会把任何从初炼炉氧化渣带入的 FeO 还原。因此，采用合适的耐火材料，合理控制顶渣成分，良好的脱氧操作，再加上氩气搅拌，就可以生产出超纯净的钢水。只要不要求脱硫，电磁搅拌就更好。这要求较小的自由空间，可以使钢包内的钢水搅拌得更彻底。

对钢水磷含量要求越来越低，这对钢包炉提出了新的任务。脱磷要用碱性氧化渣，而且钢水温度低时会更有效。因此，氧气转炉或电弧炉应以较低温的钢水冲入装有脱磷渣的钢包内，以生产出比迄今为止能生产的磷含量更低的钢水。然后倒包，做到有效的

除渣，以便随后在钢包炉加热，用还原渣进行脱硫处理。

有各种各样的钢包加热系统，都取得了不同程度的成功。在 CAS-OB 中提到过应用化学热。由于明显的原因，其用途受到很大限制。感应加热的效果也有限。最近，交流等离子体加热系统取得了令人鼓舞的结果，它采用三支以氩作载气的等离子体炬（Hoster 等,1989）。这种加热方法有一特殊的优点，就是防止了电弧加热会引起的增碳。这对生产超低碳钢的钢厂，尤具重大意义。

·p.136·

3.7.5 复合真空脱气和加热系统

虽然上述钢包炉还是较近期才出现的，但更早以前就把钢包加热与真空处理相结合了。最初，这种概念用于生产特殊用途的合金钢，如为生产大型锻件、轴承钢提供相应的设备。把加热与真空处理相结合就能生产对氢致裂纹敏感的，纯净的，成分控制精确的合金钢。真空电弧加热脱气炉（VAD）和 ASEA-SKF 炉是这类系统应用最广的。

真空电弧加热脱气装置是单体的处理站（图 3-28），钢包坐在真空室内，通过包底透气砖用氩搅拌钢水。这类设备的特点是，其包盖是真空密封的，钢包上方有真空密封的电极及加料系统。

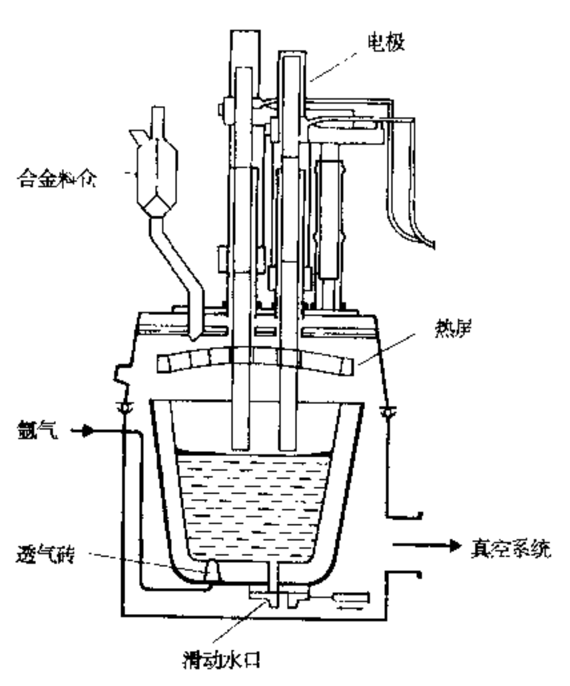


图 3-28 真空电弧加热脱气（VAD）装置示意图

ASEA-SKF 则是一种组合式处理站，一般包括扒渣、电弧加热和真空处理三个站。用贴近钢包的电磁线圈进行搅拌。这就要求钢包外壳有一部分是用非磁性奥氏体不锈钢制成的“窗口”，使电磁搅拌能能输入钢水。许多 ASEA-SKF 站也配有包底吹氩搅拌的能力，以便钢水脱硫处理。

3.7.6 钢包耐火材料

随着二次冶金的发展，钢水在钢包内进行电弧或吹氧加热，真空处理，加合成渣进行搅拌等，品质更高的包衬就取代了传统上广泛应用过的粘土材料（Evans 和 Quin，1990），现在主要是用热力学上很稳定，能经受碱性渣冲刷的碱性耐火材料。然而碱性耐火材料的膨胀系数大，热传导性好使钢/渣容易在砌砖接缝处漏出，因此要严格控制包衬的温度。钢包要预热，在两炉钢之间要用包盖保温。各钢厂的砌包方法有所不同，尤其配有钢包炉时，砌包可能相当复杂，见图 3-29（Neesam 等，1990）。

·p.137·

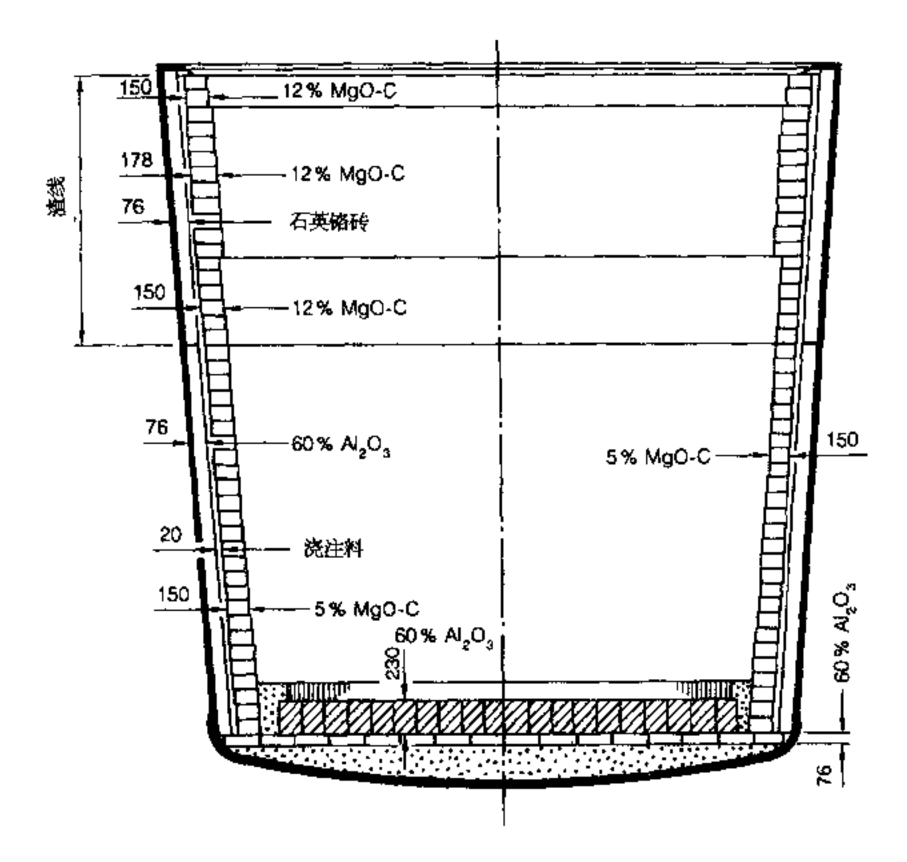


图 3-29 钢包炉用钢包的典型砌砖设计（尺寸单位为 mm）

3.8 不锈钢生产

世界不锈钢的年产量已从 1950 年的约 100 万吨增至 1988 年的 1050 万吨。相当于每年递增 6%，是碳钢、合金钢递增速度的两倍。这应归功于飞速发展的不锈钢市场和持续发展出更好的、成本更低的生产技术。

直至约 20 年之前，还是用传统的方法用电弧炉生产不锈钢，或是用碳钢废钢和铁合金，或是用不锈钢废钢和相应减少了的铁合金作原料。全部精炼在电弧炉内完成，这种方法既慢、又贵。为防止铬的氧化，铬只能在脱碳后加入，因此只能用昂贵的低碳铬铁。

不锈钢冶炼的特点是因为铬含量高，所以必须考虑到吹氧精炼时与碳、铬有关的一些热力学问题。当碳含量很低时，不锈钢的成型性，焊接性和抗腐蚀性都很好（见本卷第 12 章）。所以在精炼时必须防止铬氧化。从这角度看，关键在于熔池温度高、一氧化碳分压下降时，碳会比铬优先氧化。这可由图 3-30 表明。在图中在某一特定曲线上方是碳优先氧化的区域。下方则是铬优先氧化的区域。请注意，虽然这些数据是针对 Fe—C—Cr—O 系统的，但也可指导许多成分更复杂的不锈钢的生产。

·p.138·

由图 3-30 可引伸出这样结论，通过吹氧把钢水温度升至约 1700℃，就可用价格便宜得多的高碳铬铁。高品质的碱性炉衬可以在这样的高温下工作。例如一旦含铬 18%

的钢水，碳含量降至0.5%左右，铬就开始氧化。但是如果降低一氧化碳分压 P_{CO}，就可压制铬的氧化，把碳降得很低。要做到这点，或是降低炼钢容器内的压力，或是用惰性气体，如氩或氮来稀释喷入的氧气。现在大规模生产不锈钢的两种过程就是基于这些基本原理。

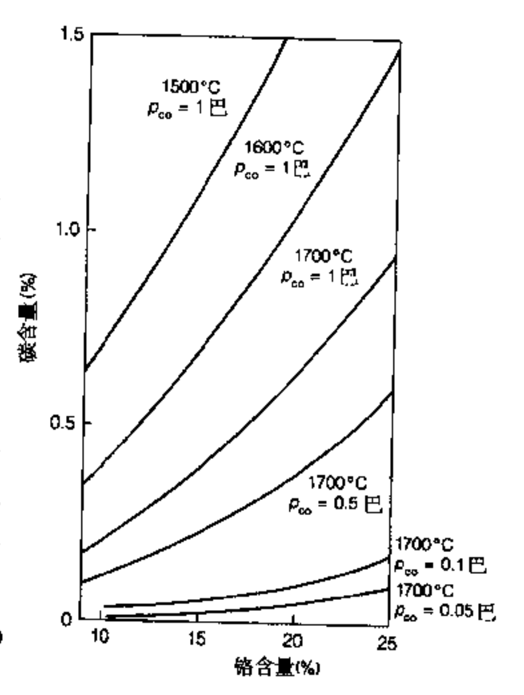


图3-30 在Fe—C—Cr—O熔体中温度和一氧化碳分压对Cr—C平衡的影响

3.8.1 电弧炉 氩氧脱碳炉（AOD）

现在大批量不锈钢用电弧炉-氩氧脱碳炉流程来生产。这已证明是低成本的流程，它可消化大量不锈钢废钢，可用价廉的高碳铬铁作为加铬的原料，可满足用途最广的铁素体、马氏体及奥氏体不锈钢的规格要求。

炉料先在电弧炉内熔化，然后转入AOD转炉（图3-31），进行脱碳，调正温度，在出钢前要脱氧，成分微调，以便浇注。

根据价格和供应情况，电弧炉的炉料可由不锈钢废钢、碳素钢废钢及铁合金组成。炉料成分应尽可能接近规格要求的镍铬含量。为尽量降低成本，购买原料时要时时考虑“应用价值”，计算机最低成本配料模型可帮助炼钢工作者决定炉料配比。

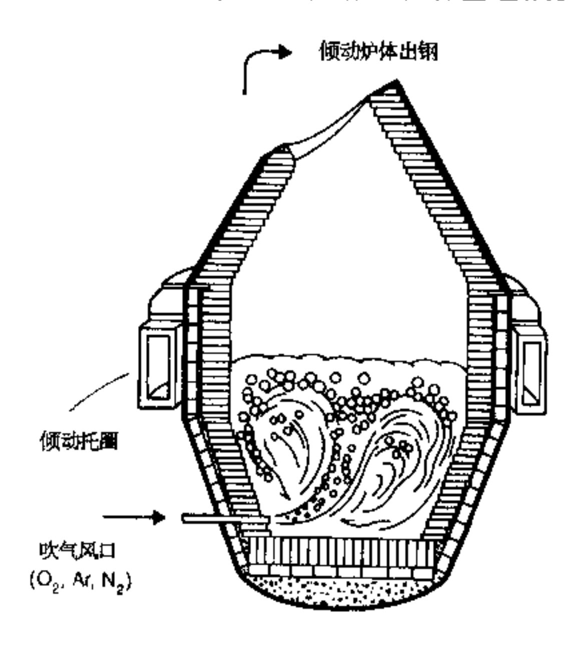


图3-31 典型氩氧脱碳（AOD）转炉的示意图

·p.139·

AOD过程中，氧气和惰性气体通过转炉下方炉壁上的风口喷入熔池。如图3-30所示，当熔池碳含量下降，铬的氧化就加剧。为保证快速脱碳，又要降低铬的损失，吹炼开始时，喷入的气体应具有低的氩氧比，这样也能降低氩的耗量。随熔池碳含量的下降，Ar/O_2 值也上升。以前，采用一种 Ar/O_2 固定不变的程序，随着监控脱碳效果的开发，就采用计算机控制气体比例的增量，以取得最佳脱碳效果。脱碳期后还有还原期，回收氧化到渣中的铬。

AOD可取得的最低含碳量约为0.015%。在脱碳期后，即使加入硅铁还原，钢水的含氧量还很高，因为铬能大大降低氧的活度。在还原期采用碱性渣可大幅度降低氧化硅的活度。同样，强烈的气体搅拌可使碱性渣抵消铬对熔池氧含量的不良作用，这是生产

氧化物夹杂含量低的不锈钢的关键之一。在氧化期，高的氧含量会产生细小的氧化铬，在还原期，渣-金与还原剂相混合又会产生悬浮状球形钙锰硅酸盐。当硅含量超过某临界值时，富铬尖晶石相会转化成球状硅酸盐。

AOD 转炉大概是最有效的钢水脱硫装置，因为它可以进行强烈搅拌。其脱硫的化学原理与 3.3 节介绍的碳钢脱硫原理基本相同。

近来，沿着与氧气转炉相似的路线（见 3.6 节）也开发了顶底复吹。顶吹的 Ar/O_2 值在吹炼过程中的变化也与通过风口吹炼的相似。其根本优点是提高生产率。

如前面已指出的那样，可以用氮代氩。然而因铬会大大增加氮在钢水中的溶解度，所以会增氮。如果只在吹炼初期用氮，然后用氩，就可把氮从熔体中漂洗出去，可以大大降低成本。在某些场合，利用氮扩大奥氏体区的特性，用氮代镍也有很大优点。要做到这一点就要精确控制氮含量。

生产不锈钢的根本难点在于控制磷含量。图 3-2 表明，生成氧化铬的自由焓比磷的高，所以不能从高铬熔池靠吹氧精炼把磷脱除。虽然技术上可以在还原条件下，例如用碱土金属尤其是钙还原脱磷，但得到的含磷化物的渣在排放上是一危险的事，至今尚属难题。因此，低磷的规格要求只能通过仔细选择炉料来解决。

·p.140·

3.8.2 电弧炉 真空吹氧脱碳炉（VOD）

业已证实，VOD 特别适宜于生产低碳、低氮、低氢的特殊不锈钢。VOD 法见图 3-32。盛有钢水的钢包放入真空室。这种做法与真空室脱气类似，但通过真空密封盖，有一氧枪向钢包吹氧。

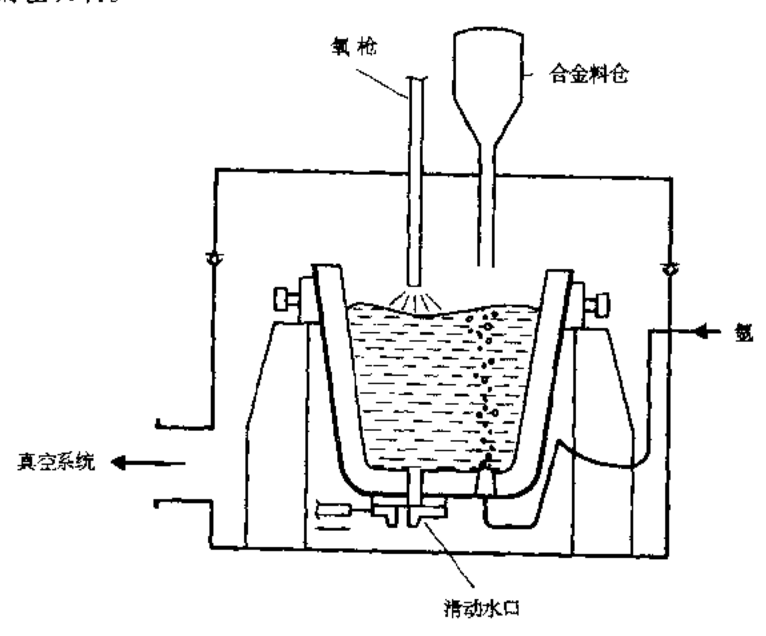


图 3-32 真空吹氧脱碳（VOD）炉示意图

由于与 AOD 转炉相比，自由空间要小得多，所以转送过来的钢水碳含量要严格控制在 1%—1.5%。在 100mbar 的压力下进行吹氧，硅氧化后碳就会氧化。可以监控 CO/

CO_2 值，当钢水碳含量约为 0.08%时此值会迅速上升。然后停止吹氧，把真空室进一步抽真空，同时吹氩以促进溶解氧与剩余碳反应。由于强烈搅拌，碳含量可降至 0.05%。此时氮含量也稍有下降，可达到（C+N）<0.015%的水平。

精炼过程通过变化以下各参数来控制：吹氧速率，枪端至钢水表面距离，真空度及搅拌气体流量。由于供氧强度的限制，VOD 的精炼速度比 AOD 的要慢。

与 AOD 相比，VOD 的优点是在钢包内精炼。AOD 炉出钢时钢水会从大气中吸收一些氮。而 VOD 具有生产低氮、低氧钢水的能力，所以最适宜于生产低间隙原子的不锈钢。

·p.141·

3.8.3 高炉/碱性氧气转炉法

近年来，主要在日本，开发了高炉/碱性氧气转炉法生产不锈钢。此法的优点在于可以通过前面介绍的铁水脱磷采用低磷的铁料，然后把低磷铁料与铬铁一起加入氧气碱性转炉进行预脱碳，再送去真空处理（Masumitsu 等，1986）。然而，此法也有缺点，即因为转炉中生成的热量不足，只能限制合金料、废钢的加入量，所以不锈钢废钢的配入量减少，还不能生产镍奥氏体不锈钢。也研究了加煤增加热量以及用钢包炉增加品种的可能性。

3.9 铸钢实践

即使钢包处理可生产出纯净的钢水，但其品质仍可能因不良或不经心的浇铸而恶化。钢水在浇注时可能被二次氧化，结果在最终成品中会出现大颗粒夹杂。在这生产的最后阶段，特别麻烦的是外来夹杂，这些夹杂可能来自耐火材料的侵蚀，也可能由夹渣造成。然而，如果应用良好的浇铸工艺，钢的纯净度还可能进一步提高。

最近 10 年出现了从模铸转向连铸的重大进展，这可由表 3-1 看出。虽然这两种浇铸工艺的良好操作都能生产氧含量、硫含量都相仿的钢材，但由于凝固的速度和方式不同，钢材中非金属夹杂的分布也不同。还有，受轧制工艺影响的夹杂物形貌在两种情况下也有所不同，因为一般钢锭所受的压下量要比连铸坯的大。世界各国现在对近终形连铸尤其是薄带连铸很感兴趣，这会进一步降低夹杂物的变形量。

3.9.1 模铸

钢锭可以“直接”铸成，即从钢包向锭模上注而成，或用中注管及耐火材料的浇道从锭模底部注入钢水底注而成。传统上上注的大部分钢种现在都采用连铸。在美国，上注维持的时间比欧洲、日本等更长久些。然而，美国也更多采用底注了，因为产品的品质更好。在底注时可对钢包-中注管采用气体保护。有时浇铸前锭模先用惰性气体冲洗以减少二次氧化。

许多年来开发了各种钢锭模保护剂，以便对钢水在锭模中上升时进行保护。这些保护剂的成分因生产的钢种而异。对低碳铝镇静钢就要用能吸附氧化铝并保持良好流动性的保护剂，而对低碳不锈钢就必须用低碳保护剂。

钢锭保温帽部分的补缩也很重要，这不仅可提高金属收得率，而且补缩时可防止卷渣。当钢锭模几乎浇满时，就加入片状防缩孔发热剂（APS）以取得良好凝固组织。开发了模铸的热流及凝固组织的数学模型，以合理设计钢锭的保温帽及加 APC 的工艺。对钢的纯净度讲，加 APC 的时间至关重要。在钢水进入保温帽之前加会引起大量卷入保护剂及发热剂中铝生成的氧化铝。

一般底注的浇道系统用粘土耐火材料制成，但是由于钢水的纯净度已提高，浇道的污染已成为关注的问题。某些钢厂现在已采用高品位耐火材料做浇道了。

3.9.2 连续铸造（连铸）

由表 3-1 可见，世界连铸钢的比例目前已升至 60%左右。看来在本世纪末这比例会达到 90%。连铸的优越性是众所周知的，这就是高金属收得率，高生产速度，即每小时生产的可用钢材的量大，低能耗，更快供货的能力及更稳定的品质。

反过来，连铸也大大激发了生产过程和产品这两者的研究和开发。低碳连铸钢取代沸腾钢就是一个很好的例子。真空脱碳已证明可生产纯净度很高的超低碳钢。

在某些场合，夹杂物控制受某些钢种选用的铸机类型的影响。某些钢厂喜欢用大方坯连铸机生产低碳易切削钢。这样可得到比小方坯连铸机生产的小方坯中更大的硫化物，切削性也更好。

与钢材生产的别的阶段一样，连铸过程越来越多地应用高级的测试、监控和计算机控制技术。图 3-33 是现代连铸机的典型布置，它有结晶器液面自动控制，加保护渣系统及拉漏监测系统（Islam，1989）。

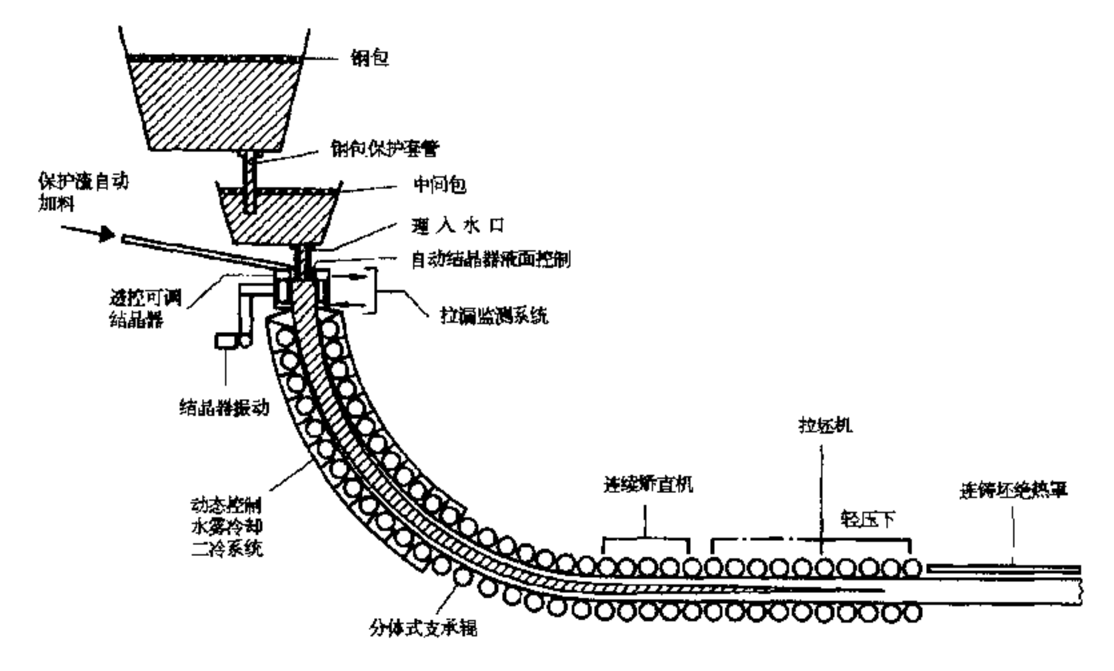


图 3-33 板坯连铸机布置示意图

3.9.2.1 从钢包至中间包的浇注

从钢包至中间包浇注时要特别注意防止二次氧化。一般用耐火材料的套管来保护钢包至中间包的钢流。钢流会产生很大的压力降，这就要求套管不能有任何裂纹或疏松。特别要保证钢包水口与套管之间的接头要耐压，防止在滑动水口处漏入空气也很重要，做到这一点是不太容易的。为此常常在这些关键部位用氩封，即使有泄漏也应漏入氩气而不是空气。

3.9.2.2 中间包设计及实践

近年来，对中间包的设计已有了充分认识，重点之一是降低钢水中夹杂物含量。

·p.143·

有一种倾向是采用更大的中间包，以延长钢水逗留时间促使夹杂物上浮。与此相应，在现场和水模，计算机模拟上细致研究了金属流场。结果就是广泛应用坝堰系统，促使夹杂物上浮并为中间包顶渣所吸附。有一部分夹杂物为坝堰的耐火材料表面所吸附。由于现场条件有所不同，所以各厂的具体设计有不同之处，对具体布局应个别研究以取得最佳结果。

当连浇时就产生一个特殊问题，即一炉钢跟着一炉钢进入中间包而连铸并不中断。这时当一个钢包将浇空时，旋涡会把大量熔渣带入中间包。当然监测钢包钢流中熔渣的设备及合理的中间包设计可大大降低卷入注流的渣量，但问题仍旧存在，会降低换包时铸出的板坯品质。

现在人们对过滤器去除夹杂物很感兴趣。海绵状陶瓷过滤器，或是细微集管式过滤器已经开发出来用以过滤液体金属，并在铸铁、高温合金方面得到广泛应用。它们也已用于铸钢，在模铸上也做了试验。这类过滤器的主要局限性是当它很有效地去除夹杂物时，它的空隙就逐步堵塞，金属就流不过去了。这对过滤少量金属是不成问题的，但对连铸说，虽然在试验中已取得令人鼓舞的结果，但堵塞或在线换过滤器还是要解决的问题。

·p.144·

气体搅拌对去除夹杂物应该是有效的。由于夹杂物，如氧化铝，与钢水间的表面张力大，只要夹杂物与气泡相接触就会在气泡表面吸附所有夹杂物。据报道，中间包气体搅拌系统对降低铸坯夹杂物含量是很有效的。搅拌系统的优点是它们不必像过滤器那样必须预热以防冻住，也不会堵塞。然而，钢水表面的紊动可能会造成二次氧化和卷渣。

连铸时，因钢包散热，所以温度控制是一内在的难点。正在开发槽式感应加热和等离子体加热系统，用于钢水保温和精密控制钢水过热度。这都能提高操作的可靠性，可防止钢水冻结的危险，使铸坯有更好的表面及内部品质。

3.9.2.3 钢流控制

现在用各种方法控制钢水进入结晶器的流量。在某些小方坯连铸机上用定径水口。这时钢水流量由水口通径及中间包内钢水液位来控制。陶塞杆和滑动水口是应用得最广泛的，目前还开发了一种旋转陶塞杆，可精确控制流量（Mc Pherson 等 1990）。

为保证铸坯品质稳定，现在广泛采用综合钢水流量控制系统。这些系统可以自动控制从钢包至中间包及从中间包到结晶器的钢水流量。这些系统也与控制拉坯速度的设施相联接。关键参数是结晶器内液面的高度，这个值必须严格控制，好的操作可以做到±2—3mm。在水平连铸时中间包液面控制不很重要，从钢包到中间包的自动浇注也比较简单。同时中间包与结晶构成一封闭系统，使钢水进入结晶器时不致二次氧化，正如后面介绍的那样，水平连铸时钢水纯净度会有所改善。在封闭的浇注系统内，即使短时间内钢水液面大幅度下降，就会使液面接近从水口流出高速流股。该流股所具有的动能足以卷人小颗粒的结晶器保护渣，并把这些渣粒射入注流深处。结晶器液面的波动也能导致重皮和注流表面卷渣。

结晶器振动得不正确也会使注流表面卷入非金属夹杂物。虽然结晶器振动方面也有总的指导方针，但各厂有不同的钢种、不同的结晶器保护渣及其它条件，所以也要个别研究。

3.9.2.4 水平连铸

常规连铸车间造价很贵，结构很复杂。近年来设计并投产了水平连铸机，图 3-34 (Jones 和 Henderson，1989)。至今水平连铸还主要用于小规模钢厂的特殊钢小方坯上。这类连铸机在结构和工程上都有优点。例如，所有设备都安装在地平面上，不必盖高大的厂房，维修也更简便。中间包和结晶器形成封闭的系统，所以钢水进入结晶器时不会二次氧化。早期在结晶器入口处部件容易损坏以及振痕较深这些问题看来已大致克服。
·p.145·

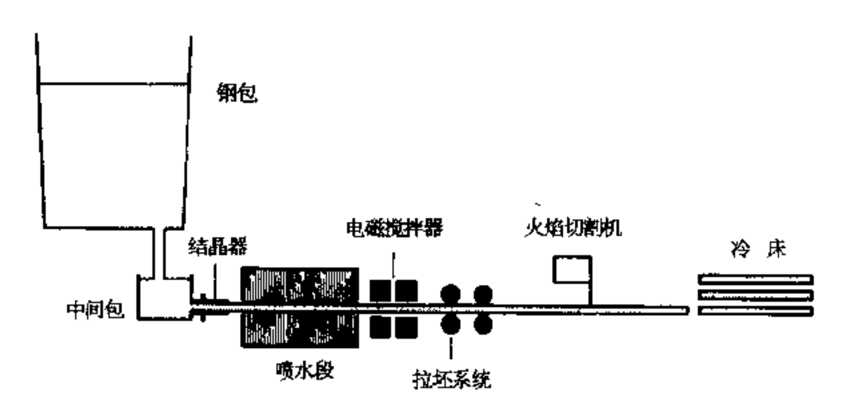


图 3-34 水平连铸机示意图

3.9.2.5 其它连铸方法的发展

正如前言中提到的那样，世界各地对近终形连铸极感兴趣。总的说来有两个发展方向，一是薄板坯连铸，一是薄带连铸。显然，钢水越能铸成近似于其最终厚度，其成本、能源、供货时间的节约就越可观。当然，这些新工艺会对钢水品质提出极严格的要求，会提出品质监控、品质保证方面的新问题。当用这些新工艺生产的钢材推向市场时，就必须对非金属夹杂的含量、分布和形貌进行细致的研究。

3.10 参考文献

Banks, T.M..Gladman, T. (1979), *Metals Technology*, 6 (3), 81—94.

Bodsworth, C., Bell, H.B. (1972), *Physical Chemistry of Iron and Steel Manufacture*, London: Longman: p.27.

Chatterjee, A., Marique, C., Nilles, P. (1984), *Ironmaking and Steelmaking* 11 (3), 117—131.

Clean Steel 3. (1986), *Proc. 3rd Int. Conf. on Clean Steel. Balatonfured. Hungary*. London: Institute of Metals.

Copeland, M., Engledow, D. (1990), *Ironmaking and Steelmaking* 17 (1), 46—52.

El-Kaddah, N., Szekely, J. (1983), *Scaninject III. 3rd. International Conference on Refining of Iron and Steel by Powder Injection*. Lulea; Sweden: Jernkontoret, paper 3, pp.1—47.

Evans, D., Quin, J. (1990), *Metals and Materials* 6 (5), 290—292.

Fruehan. R.J. (1989), *Iron and Steelmaking* 16 (3). 65—66.

Gaye, H., Gatellier, C., Nadif, M., Riboud, P. V., Saleil, J. (1986), *Proceedings of the Third International Conference on Clean Steel, Balantonfured. Hungary*. London: Institute of Metals, pp.54—59.

Greenberg, L. A., McLean, A. (1982), *Ironmaking and Steelmaking* 9 (2). 58—63.

Gruner, H., Wiemer, H-E., Bardenheuer. F., Fix, W. (1979a), *Stahl u. Eisen* 99 (14) 725—737.

Gruner, H., Wiemer, H-E., Fix, W. (1979b), *ISSAIME. Steelmaking Proceedings* 62, 131—137.

Harvey, D, (1986). Rev.de Met.83 (5), 433—439.

Hoster, T., Bebber, H. J., Breitzmann, M., Schubert, K. H. (1989), *Third European Electric Steel Congress*. London: Inst. of Metals, pp.332—339.

International Iron and Steel Institute (1989), *World Steel in Figures*. Brussels.

International Conference on Secondary Metallurgy. (1987), Aachen, VDEh.

Islam, N. (1989), *Metals and Materials* 5 (7), 392—396.

Jacquemot, A. (1979), *Cent. Doc. Sider., Circ. Inf. Tech.* (9), 1041—1065.

Jones, D. N., Henderson, S. (1989), *47th Electric Steelmaking Conference*. Orlando, USA: AIME, pp.73—78.

Kiessling, R., Lang, N. (1978), *Non-metallic Inclusions in Steel*. London: The Metals Society.

Komai, T., Mizukami V. (1982), *Proc. 7th ICVM, Tokyo*, 1383—1390.

Kozakevitch, P., Lucas, L-D. (1968), *Rev. de Met.* 65, 589—598.

Krieger, W., Nakesch, J., Poferl, G., Apfolterer, R. (1987), *Int. Oxygen Steelmaking Congress, Linz, Austria*.

Masumitsu, N., Tanaka, R., Inuoue, T. (1986), *Trans. Iron Steel Inst. Jap.* 26, 519—527.

McPherson, N. A., Lee, S. J., Roberts, G. J., Powell, J. (1990), *Ironmaking and Steelmaking*, 17 (1), 43—45.

Mills, P., Thornton, D. S. (1986), *Steel Times* 214, 496-498.

Neesam, J., Morris, D., Hogg, D. (1990), *3rd International Oxygen Steelmaking Congress*. London: Institute of Metals, pp. 54—65.

Nicholson, A., Barradell, D. V., Engledow, D. (1988), *Metals and Materials* 4 (6), 365—371.

Nicholson, A., Howarth, D. J., Turton, J. (1983), *Ironmaking and Steelmaking* 10 (1), 31—45.

Normanton, A., Brimble, R. B. (1986), *Ironmaking and Steelmaking* 13 (4), 213—222.

Oeters, F. (1979), *Stahl u. Eisen* 99 (8), 389—397.

Pickering, F. B. (1979), *Inclusions*: F. B.Pickering (Ed.), London: The Inst. of Metallurgis N°3.

Pickering, F. B. (1990) in: *Proceedings of 31st. Mechanical and Steel Processing Conference. Steel Society of AIME*, Vol XXVII, Chicago, 381.

Rein, R. H., Chipman, J. (1965), *Trans. AIME* 233, 415—425.

Ribout, P. V., Olette, M. (1982), *Proc. 7th Int. Conf. on Vacuum Metallurgy, Tokyo*, 879—889.

Robinson, S. W., Martin, I. W., Pickering, F. B. (1979), *Metals Technology*, 6 (5), 157—169.

Saxena, S. K. (1986), *Proc. Clean Steel, 3rd Int. Conf. Balantonfured, Hungary*. London: Inst. Metals, pp.128—136.

Scaninject IV. (1988), *Proc 4th Int. Conf on Injection Metallurgy*. Lulea, Sweden: Jernkontoret.

Sims, C.E. (1959), *Trans. Met. Soc. AIME* 215, 367— 393.

Szezesny, R., Boussard. P., Lepoutre, E., De Bachmayer, J., Kasseger. F. (1990), *Proc. ropean Electric Steel Congress*. London: Inst. of Metals, pp. 463—470.

Teoh, L.L. (1989), *Ironmaking and Steelmaking* 16 (5), 303—313.

Wilson, F.G., Heesom, M.J., Nicholson A., Hills. A. W.D. (1987), *Ironmaking and Steelmaking* L14 (6) 296—309.

Wilson, W.G., McLean, A. (1980), *Desulphurisation of Iron and Steel and Sulphide Shape Control*. *War* rendale: AIME.

4 传统热处理工艺

Hiroo Ohtani

Iron and Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., Amagasaki, Japan

(赵 量 译)

目录

符号与缩语表

A_1，A_3，A_{c1}，A_{c3}，A_{cm}，B_s，M_s	临界温度
C_1，C_2…	温度参数
C	由回火引起的参数
C_{50}，C_B，C_E，C_F，C_P	从 A_{c1}到 500℃的临界冷却时间
C_{eq}	碳当量
ΔD	钢成分函数
D_o	基本淬透性
D_c	临界直径
D_H	可硬化直径
D_I	理想临界直径
f	放大系数
f	频率
H	淬火烈度
H_V	硬度

J_D	离顶端淬火端距离
K	常数
M_f	马氏体转变终了温度
P	回火参数
p	反应气体的分压
P_A	描述奥氏体温度的参数
P_{SR}	消除应力裂纹参数
Q	激活能
R	气体常数
T	温度
T	板的厚度
t	时间
t	冷却时间
δ	表层厚度
λ_1, λ_2 等	修正的回火系数
μ	磁导率
ρ	电阻
CCT	连续冷却相变
DH	距离硬度
FATT	断口形貌转变温度
GSN	奥氏体晶粒号数
HSLA	高强度低合金钢
IGSCC	晶粒间应力腐蚀裂纹
IH	淬火端起始硬度
JAST	顶端淬火保证系统技术
J-COMP	顶端淬火曲线计算系统
QLT	最终回火处理
QT	常用的淬火和回火
TTT	时间温度转变

4.1 引　言

·p.150·

为了改善钢的力学、化学和物理性能，采取各种热处理方法来控制显微组织及碳化物或氮化物的析出形式，使它们得到均匀化、细化或稳定化。主要包含加热和冷却的常规热处理有退火、正火、淬火和回火，以及表面硬化。

对碳钢和合金钢必需知道的临界转变温度，以经验公式列于表 4-1。相变图，如连续冷却转变图（CCT）或时间温度转变图（TTT）在许多图表集中可以查得（U.S. Steel，1959；ASM，1977；Wever 等，1956；Rose 等，1972；Delbard 等，1953；Economopoulos 等，1967；Iron and Steel Inst. Jap.，1989a）。CCT 图表预测淬火、正火和退火钢的显微组织和力学性能很有用。

表 4-1　从化学成分计算临界温度的经验公式

临界温度(℃)	a(℃/wt.%)									K(℃)	附注	参考文献
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	其它			
A_{c1}		22.2	-13.9		-14.4	23.3				723	0.3%—0.6%C 低合金	Grange (1961)
	-32.3	23.3	-17.8			17.1	4.5	15.6		755	0.25% —0.45%C 低合金	Kunitake 等 (1964)
		29.1	-10.7		-16.9	16.9			As 290 W—6.4 Ti-5.7, Zr 31.9	723	0.08% —1.4%C	Andrews (1965)
	-26.6	17.6	-11.1	-22.9	-23.0	24.1	22.5	-39.7	Nb 233, Al—169, B—895	751	0.07% —0.22%C 低合金	Miyoshi 等 (1965)
	-16.3	34.9	-27.5	-5.5	-15.9	12.7	3.4			751	0.10% —0.55%C 低合金	Kunitake 等 (1967)
A_{c3}	-179	44.4	-13.9	-17.8	-1.7					854	0.3% —0.6%C 低合金	Grange (1961)
	-395	55.0	-14.4		5.8	24.5	83.4			930	0.25% —0.45% C-Si-Cr -Mo-V	Kunitake 等 (1964)
	-203	44.7	-30	-20	-15.2	-11	31.5	104	Al 460, W 13.1, As 120, P—700 Ti 136, Zr 35	910	0.8% —1.4%C	Andrews (1965)
	-476	56.0	-19.7	-16.3	-26.6	-4.9	38.1	125	Nb—19, Al 198, B 3315	937	0.07% —0.22%C 低合金	Miyoshi 等 (1965)

续表

临界温度(℃)	a(℃/wt.%)									K(℃)	附注	参考文献
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	其它			
	-206	53.1	-15.0	-26.5	-20.1	-0.7	41.1			881	0.10%—0.55%C 低合金	Kunitake 等 (1967)
B_s	-270		-90		-37	-70	-83			830	$B_f=B_s-120$ 0.11%—0.55%C 低合金	Steven 等 (1956)
M_s	-474		-33		-17	-17	-21			561	$M_f=M_s-215$ 0.11%—0.55%C 低合金	Steven 等 (1965)
	-35.3	-22.0	-24.3	-7.7	-17.3	-17.7	-25.8			521	0.10%—0.55%C 低合金	Kunitake 等 (1967)

注：$T=\sum a_i \cdot x_i+K$ [T：A_{c1}、A_{c3}、B_s和M_s，x_i：C，Si．Mn等（wt%），K：常数]

为计算合适的A_{c1}，A_{c3}，B_s或M_s温度，应从上表使用各元素适当的回归系数a_i和元素的重量%，例如0.4wt%C，0.5wt% Si，1.5wt% Mn钢的A_{c1}温度是根据Grange（1961）公式得出的。

4.2 退 火

为了降低硬度以便改善切削加工性和冷加工性，以及获得所希望的力学、物理和其它性能，钢需要进行退火。就退火而言，已使用的术语如下：完全退火、均热、等温退火、球化、去氢退火、消除应力退火、发蓝、闭箱退火、光亮退火、中间退火、过程退火、软退火、终退火等（ASM，1964a）。

4.2.1 均热

所谓均热，又常常称作扩散退火，钢加热到1100—1300℃的高温区使合金元素均匀地溶解到奥氏体，并且消除偏析。在热加工后比在铸造状态，能更有效地实现均热。

虽然合金元素在高温下的扩散较快，但是快速加热到高温时常引起偏析区的部分熔化，因为偏析区的熔点通常较低。在这样情况下，得根据相图考虑采用缓慢加热、分段加热，或选择和控制加热温度。均热后最终的显微组织通常显示比没有均热有较高的强度，由于合金元素的均匀溶解和析出物如碳化物和氮化物的均匀分布。

4.2.2 完全退火

在A_{c3}以上20—30℃的温度下奥氏体化后，亚共析钢缓慢地冷却，得到铁素体-珠光体组织。

对过共析钢来说，在A_{cm}以上的奥氏体区域不能实现完全退火，因为晶界形成渗碳体薄膜，它们会引起脆化。因此，在A_1和A_{cm}之间温度进行退火，得到的是在珠光体基体中含有球化渗碳体的显微组织。

获得这些组织的最佳冷却速度可以从 CCT 图估算出来。如果冷却速度过快，就形成硬的组织，如马氏体或贝氏体。在不很快的冷却速度下，初生的铁素体晶粒会明显地在原奥氏体晶界形核，并形成网络。这些组织不利于切削加工。

4.2.3 等温退火

采用等温退火代替完全退火，可以缩短热处理时间。在奥氏体化后，钢移送到温度保持在铁素体-珠光体转变区的炉子里，等温处理直到完成转变。有时候这被称作循环退火。

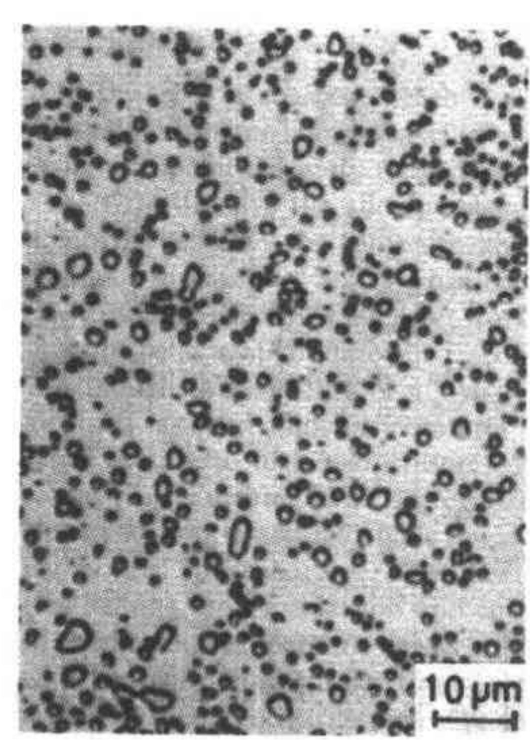


图 4-1 1wt%C，1.5wt%Cr 轴承钢的球化组织

正火处理的目的（见 4.3 节）是细化显微组织。从结构钢切削加工性，或低合金钢耐蠕变性能考虑，通常希望粗晶粒组织。为了得到粗晶粒组织，进行完全退火，或在铁素体-珠光体区的较高温度下进行等温退火。因为较高的奥氏体化温度会使奥氏体晶粒变粗并增加淬透性，所以在那种情况下应采用缓慢冷却或延长等温保持的时间。

4.2.4 球化退火

为生成含弥散球状碳化物的铁素体组织的球化处理，包括加热、A_1 以下温度的等温保持和冷却。1wt%C—1.5wt%Cr 轴承钢的一个例子示于图 4-1。球化组织用来改善切削加工性并得以承受剧烈的塑性变形。切削加工性，例如在车削中以工具寿命为表征，一般通过将硬度降到一个最佳值来改善的。对低碳钢来说，通过生成粗大的铁素体-珠光体组织，而不是球化组织就能得到最佳的切削加工性。然而，球化组织容许强烈的成形变形。例如，压缩冷成形取决于碳化物形态：即纵横向比和碳化物尺寸，如图 4-2 所示。

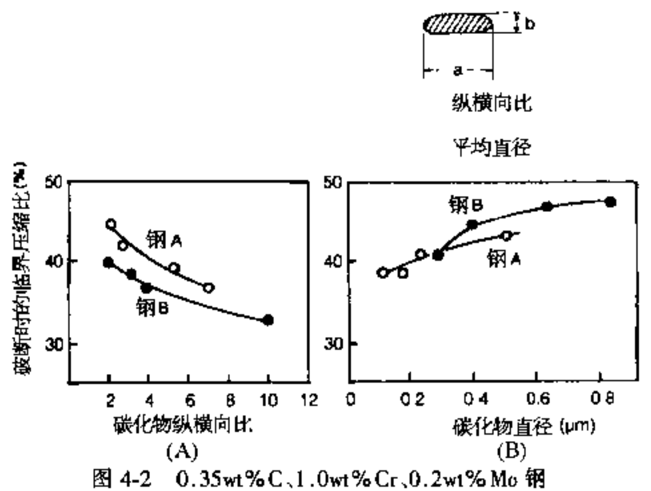


图 4-2 0.35wt%C、1.0wt%Cr、0.2wt%Mo 钢(A)和 0.35wt%C 钢(B)球化造成的碳化物形态对压缩冷成形的影响

各种球化热处理以示意图列于图 4-3。

(a) 在稍低于 A_1 的温度下长时间保温，即亚临界退火；

(b) 在稍高于和稍低于 A_1 温度之间重复加热和冷却，为有效地球化所需的循环数可以多达4次；

(c) 在稍高于 A_1 温度加热，接着缓慢冷却。这是过共析钢用来球化先共析渗碳体惯用的方法；

(d) 在稍高于 A_3 温度加热，并在慢冷却或在 A_1 以下温度长时间等温处理。

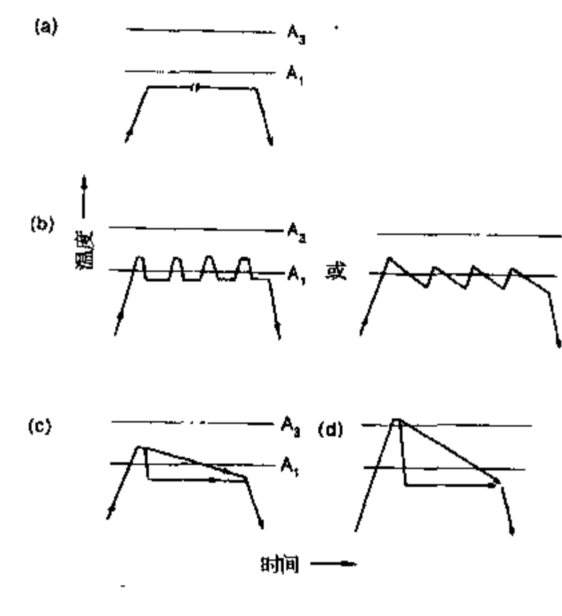


图4-3 球化处理示意图

球化速度与原始显微组织有关。淬火组织能够很快地球化，但是碳化物尺寸小。预先冷或热加工也提高球化速度。为要得到粗大的球状碳化物，原始组织应为珠光体。当加热到 A_{c1}温度以上时，碳化物不应完全溶解，因为它们在冷却过程对碳化物的长大起核心作用。如果将碳化物形成元素，如铬、钼和钒添加到普通碳素钢中，球化速度将大为减小。在铁素体区高温下长时间球化处理，常常发生脱碳，特别是在高硅和钼钢中。为了防止脱碳，高碳钢试件要紧密地包装在一起，或者调整控制气氛中 CO_2—CO 气体的压力。应强调指出的是，在铁素体区比奥氏体区防止脱碳更容易达到。

4.2.5 临界间热处理

·p.154·

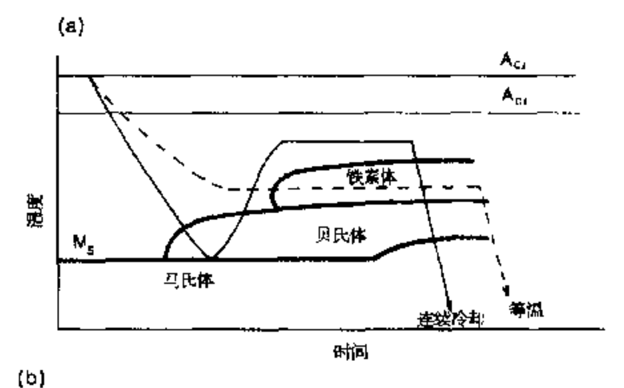
在碳素钢中，当它们受到张应力并且暴露于热的碱性溶液或硝酸盐溶液时，时常产生晶间应力腐蚀裂纹（IGSCC）。低碳钢对 IGSCC 的敏感性因存在半连续马氏体相而降低，这种半连续马氏体相是自回火的并含有在晶界生成的微细碳化物（Kowaka 等，1980）。当低碳钢加热到铁素体-奥氏体区，紧接着冷却，碳化物颗粒大部分在晶界析出。这种组织比球化的或正火的铁素体-珠光体组织具有较好的抗 IGSCC 能力。对这类用途，必须选择 0.1wt.%C 的碳钢，而不是超低碳钢。

4.2.6 去氢退火

由于氢引起的延迟断裂常常发生在热加工后的厚截面可硬化钢中。虽然近代炼钢技术（见第3章）已能使钢水中的氢含量降低到 1ppm，对含大量合金元素，尤其是含镍的钢仍应加小心。铸态钢通常含有许多缺陷，它们起着氢捕集点的作用。热加工后在铁素体区能有效地进行去氢退火，因为氢在铁素体中的扩散系数比在奥氏体要大几个数量级。在冷却过程容易发生铁素体-珠光体相变的钢中，可以通过以下方式进行去氢退火：钢冷却到铁素体区的高温段并保持适当时间，或者随炉缓慢冷却穿过该区域。在合金钢，要完成铁素体-珠光体转变，进行得非常缓慢。因此，上述方法增加对氢裂的敏感性。因为在铁素体形成后，未转变的奥氏体中富集碳，提高了未转变奥氏体的淬透性，

在随后的冷却过程就生成低温转变，产物如贝氏体或马氏体。这些硬显微组织对氢脆很敏感。厚截面材料通常具有大的奥氏体晶粒尺寸，因为它们的热加工程度小。由于压缩量小，在热加工过程的再结晶不可能细化晶粒，尤其是在钢坯或钢锭中心的偏析区。和铁素体-珠光体转变相比，贝氏体转变常常在连续冷却过程就完成。如果将钢冷却到 M_s 温度附近，以完成贝氏体转变，然后在 A_1 以下的高温等温保持，可以有效地进行脱氢。这一退火工艺对Ni—Cr—Mo钢大锻件已有成功应用的报道。图4-4表示在9%Ni钢中不会发生氢脆的残余氢含量。

(a)



(b)

热处理周期	退火时间	氢含量 (ppm)			
		原来	退火后		
			扩散	无扩散	总量
等温连续	110 65	2.9 2.8	1.06 0.17	1.10 0.20	2.16 0.38

图4-4 去氢退火，(a)附加到相应连续冷却或等温转变，图上的热处理循环，(b)9%Ni钢在(a)中热处理循环后的氢含量

4.3 正　　火

·p.155·

除了已进行控制轧制的钢之外，传统轧制或锻造的钢的显微组织是粗晶粒和不均匀的，正火处理就是为了得到细小和均匀的显微组织并改善强度和韧性。亚共析钢或过共析钢分别在 A_{c3}或 A_{cm}以上30—50℃温度奥氏体化后，在空气中冷却。因为显微组织随冷却速度而变化，加速冷却，例如喷雾冷却和吹空气冷却有时就用来获得较细的铁素体-珠光体或贝氏体显微组织，以便改进厚截面钢制品的力学性能。沿原奥氏体晶界的渗碳体膜，对韧性不利，时常在缓慢冷却的过共析钢、轴承钢和工具钢中产生。正火常常在球化退火前用来使碳化物均匀地弥散分布。晶粒细化和碳化物的均匀分布对钢的奥氏体化是有益的。正火常常作为一种在厚截面制品淬火和回火前的预先热处理工序。

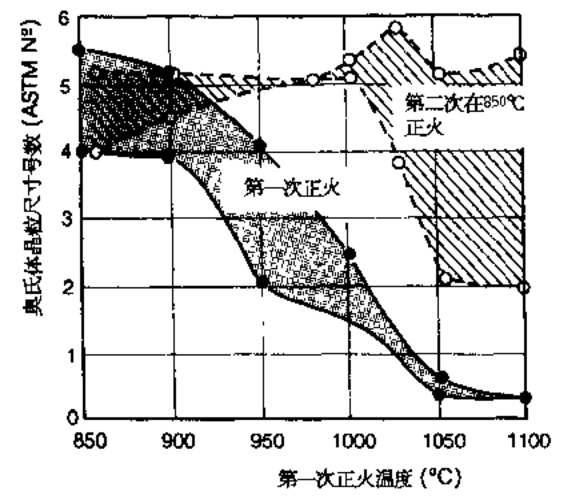


图4-5 含0.55wt%C锻造碳钢奥氏体晶粒尺寸随两次正火的变化

4.3.1 两次正火

两次正火通过细化奥氏体晶粒尺寸，也被用来改善大铸件、大锻件和合金钢的力学性能。第一次正火处理是在比通常正火所用温度高50—100℃下进行的，目的是使碳化物完全溶解

并使奥氏体晶粒尺寸均匀。第二次正火处理是在惯常的正火温度下进行的，目的是获得细晶粒组织。图 4-5 示出在两次正火处理过程中奥氏体晶粒尺寸的变化（Oda 等，1969），第一次正火温度在 850℃和 1100℃之间，第二次在 850℃。在 1050℃以上作第一次正火处理，得到均匀的但是粗大的晶粒尺寸。当第一次正火处理在 950—1000℃之间进行时，则通过在 850℃第二次正火处理，就得到既均匀又细小的奥氏体晶粒。值得指出的是，通常通过第一次正火处理就应得到均匀的奥氏体晶粒。

·p.156·

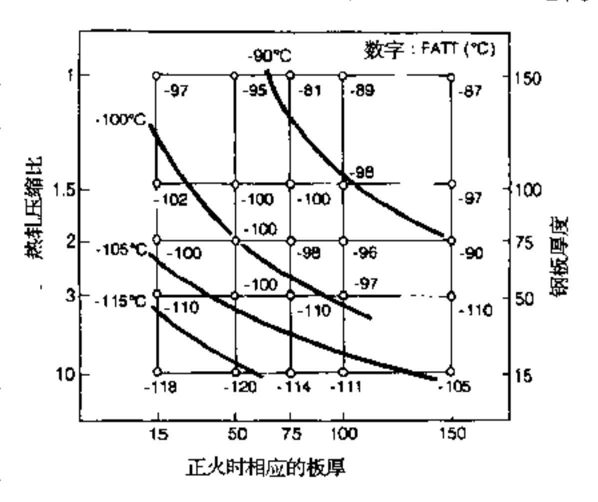


图 4-6　正火时的冷却速度和板坯的热轧压缩比对延性－脆性转变温度的影响，通过夏比冲击试验测定。冷却速度以相应的钢板厚度表示。钢含 0.05wt%C，3.5wt% Ni，0.10wt%Mo。热处理包括从 840℃正火，在 600℃回火，接着在 580℃去应力，然后以 $100℃h^{-1}$的速度冷却到 300℃

4.3.2　热加工的作用

正火显微组织与原先的热加工状态有关。轧态显微组织越细，正火再加热后的奥氏体晶粒也越小。在不发生再结晶的温度下热轧，能使正火奥氏体晶粒尺寸比在奥氏体完全再结晶的高温下轧制较小。这是因为变形的奥氏体晶粒比再结晶奥氏体晶粒能转变生成较细的铁素体晶粒。热轧时的压缩比对正火时的奥氏体晶粒尺寸也有大的影响，如后面所述。图 4-6 显示，压缩比对提高韧性的作用比正火时的冷却速度更重要。大的热轧压缩比和正火时缓慢的冷却速度，比小压缩比和正火时的快速冷却使夏比冲击转变温度（FATT）下降较大（Ohtani 等，1981）。

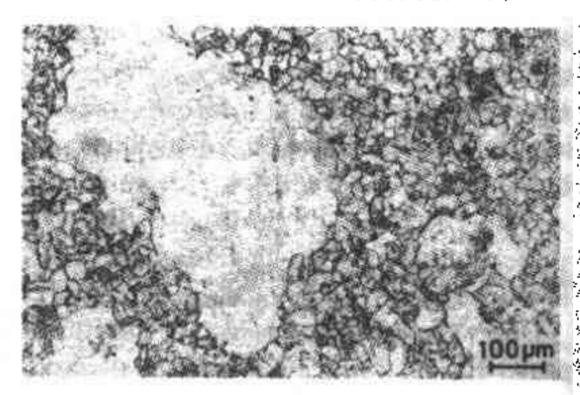


图 4-7　奥氏体晶粒异常长大。含 0.20wt%C，1.0wt.%Cr 冷锻钢，在 925℃加热

高压缩比、细的原始晶粒和由冷、热变形引起的晶格缺陷，对正火再加热时获得细小奥氏体晶粒尺寸都很有效。但是在具有细晶粒的钢中会发生晶粒异常长大，如图 4-7 所示。为了防止异常晶粒长大，一般采用双重正火以及用诸如铝、钛、铌和氮等合金元素微合金化处理。

·p.157·

4.4　淬　　火

淬火处理是通过将钢在 A_{c3}以上 30—50℃温度奥氏体化，接着在淬火介质中快速冷却实现的。生成的显微组织，如马氏体和贝氏体有利于改善强度和韧性。淬火后淬硬的深度和硬度分布取决于淬透性、淬火工件的尺寸和形状、加热气氛及淬火方法。

4.4.1 淬透性

可以说，淬透性是钢在一定冷却条件下从奥氏体转变成某给定马氏体百分数的能力。已有许多淬透性试验，从化学成分估算淬透性，并将淬透性应用于材料设计的评述。Siebert 等已在这方面作了大量工作（1977）。

4.4.1.1 连续冷却转变图

连续冷却转变（CCT）图对理解转变特性和预测力学性能非常有用。典型商品钢相变图的许多图册早已在 4.1 节中述及。

为了估测钢的大致转变行为，Kunitake 和 Ohtani（1967）提出了经验公式，图 4-8 是一个 CCT 的示意图。用来计算临界温度 A_{c1} 和 A_{c3}，以及 M_s 温度的公式已列于表 4-1。从 Ac_3 温度到 500℃的临界冷却时间根据化学成分计算如下：

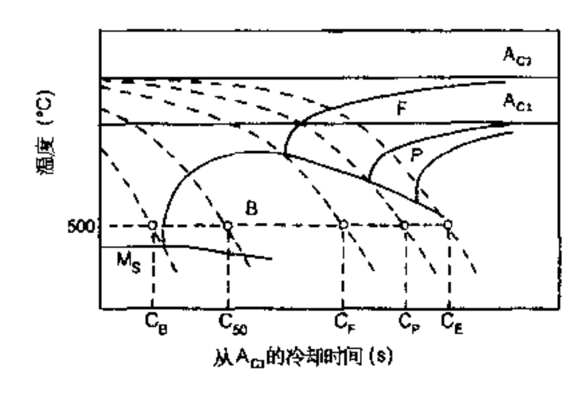


图 4-8　CCT 图的图解表示

$$\log C_B = 3.274C + 0.046Si + 0.626Mn + 0.026Ni + 0.706Cr + 0.675Cu + 0.520Mo - 1.818 \quad (4\text{-}1)$$

$$\log C_{50} = 2.738C + 0.458Mn + 0.583Cr + 0.704Cu + 0.648Mo - 0.565 \quad (4\text{-}2)$$

$$\log C_F = 3.288C - 0.168Si + 1.068Mn + 0.300Ni + 1.266Cr + 0.626Cu + 2.087Mo - 1.931 \quad (4\text{-}3)$$

$$\log C_P = 0.597C - 0.100Si + 1.395Mn + 0.395Ni + 1.295Cr + 0.398Cu + 3.730Mo - 0.869 \quad (4\text{-}4)$$

$$\log C_E = -0.538C + 0.018Si + 1.294Mn + 0.609Ni + 0.847Cr + 0.693Cu + 4.936Mo + 0.322 \quad (4\text{-}5)$$

·p.158·

式中元素符号是钢中各个元素的重量百分数，C_B，C_{50}，C_F，C_P 和 C_E 分别为从 A_{c1} 温度到 500℃转变成 100%马氏体、50%马氏体、铁素体开始形成、珠光体开始形成和铁素体-珠光体转变完成的临界冷却时间（以 s 为单位）。

Blondeau 等提出了其它公式（1973）：

$$-\log V_1 = 9.81 - (4.26C + 1.05Mn + 0.54Ni + 0.5Cr + 0.66Mo + 0.00183P_A) \quad (4\text{-}6)$$

$$-\log V_2 = 10.17 - (3.80C + 1.07Mn + 0.70Ni + 0.57Cr + 1.58Mo + 0.0032P_A) \quad (4\text{-}7)$$

$$-\log V_3 = 6.36 - (0.43C + 0.49Mn + 0.78Ni + 0.27Cr + 0.38Mo + 2\sqrt{Mo} + 0.0019P_A) \quad (4\text{-}8)$$

式中，元素符号表示在钢中各元素的重量百分数。V_1，V_2 和 V_3 分别是在 700℃马氏体转变、铁素体或珠光体开始转变和铁素体－珠光体完成转变的临界冷却速度（℃·h^{-1}）。P_A 是表述奥氏体化温度的参数（℃，1h）。

根据热力学计算转变行为和力学性能的先进系统目前正在开发之中（Iron and Steel Inst. Jap. 1988；Iron and Steel Inst.，Jap.1989b）。

4.4.1.2 顶端淬火试验

有许多种淬透性试验，如 Burn 等（1938）的 S-A-C 试验，Jominy 的顶端淬火试验(1941)，Post 等的 Cone 试验(1942)，Grange 的热盐水试验(1973)，以及其它许多试验。

顶端淬火试验已广泛地用来评价淬透性。一个经奥氏体化的圆棒通过一个喷水口将末端淬火，如图 4-9 所示。端部淬火后，沿试料长度的相对两侧研磨并抛光到 0.38mm 深。然后在抛光面在离淬火端不断增加的位置测量洛氏硬度或维氏硬度。如果工件通过实验或计算得知其冷却速度，工件的硬度就能从相应顶端淬火位置的硬度估算出来。

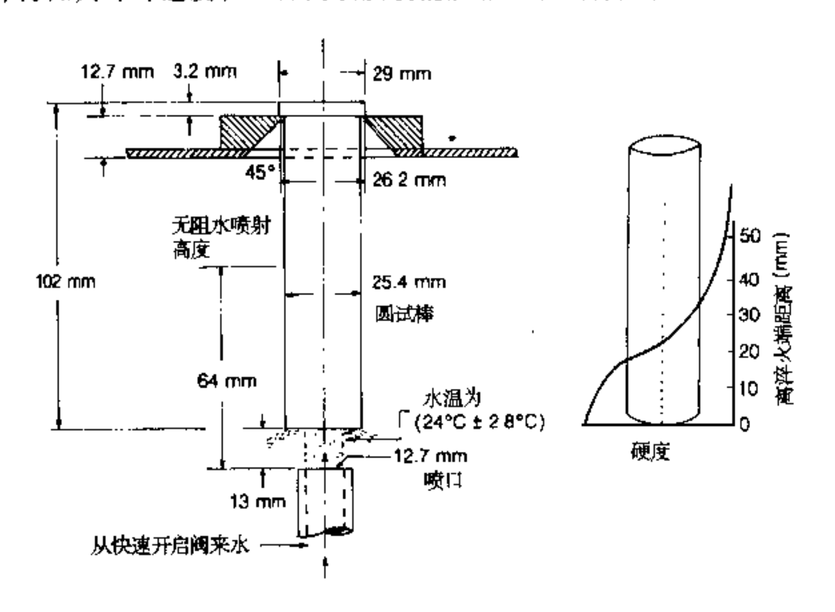


图 4-9　顶端淬火试验试样及试验装置

根据钢的化学成分已对由顶端淬火曲线导出的各种参数进行了预测。

(1) 淬火端的起始硬度（IH）可以从可能获得的最大马氏体硬度和碳含量之间的关系估算出来（Burns 等，1938；Hodge 和 Orehoski，1946；Nehrenberg 等，1955；Boyd 和 Field，1945）。理想临界直径（D_I），一个钢棒在其中心当用无限强烈淬火得到一定马氏体百分数的直径，可以由化学成分计算出来，如后所述。利用淬火末端对离淬火末端一定距离处的硬度比及其随 D_I 的变化，将淬火末端硬度用 IH/DH 除，就得到淬火末端硬度与离淬火末端距离的函数关系（Boyd 和 Field，1945；Sponzilli 等，1975）。

·p.159·

(2) 根据实用钢和产品许多实验数据的回归分析得到的经验公式已经广泛应用(Just，1969；deRetana 和 Doane，1971；Breen 等，1973)。据报道这一方法对钢产品的常规质量控制很有用。计算机系统如 J-COMP（顶端淬火曲线计算系统）（Kasai 等，1981）和 JAST（顶端淬火评价系统技术）（Inoue，1989）也已成功地用于钢生产。

(3) Kirkaldy（1973）开发了一种预测顶端淬火曲线的计算机系统，他的计算以铁素体-珠光体转变的动力学和热力学为基础。这个系统在工业上是可用的。

4.4.1.3 热盐水试验

对淬透性低的浅表硬化钢，Grange（1973）提出了热盐水试验。25.4mm×25.4mm×2.5mm的试样淬火到保持不同温度的盐水以变化冷却速度。在淬火并抛光后，检查显微组织和硬度。取90%马氏体而不是50%马氏体作为淬透性的量度。根据在淬火时得到含90%马氏体试样总的横截面情况下的热盐水温度，计算冷却速度或水淬或油淬的直径。用以下方程式算出碳钢的淬透性：

$$D_H = \Delta D_C + \Delta D_{Mn} + \Delta D_P + \Delta D_{Si} + \Delta D_{Cu} + \Delta D_{Ni} + \Delta D_{Cr} + \Delta D_{Mo} + \Delta D_V \tag{4-9}$$

式中，D_H是水淬时生成90%马氏体情况下的可硬化直径。各个元素的ΔD是钢的成分的函数，由图表给出（Grange，1973）。这个可硬化直径是对具有ASTM奥氏体晶粒尺寸号数4的钢。对其它ASTM晶粒尺寸号数的钢，是利用D_H和奥氏体晶粒直径的平方根倒数之间的线性关系求得。

4.4.1.4 理想临界直径

·p.160·

Grossman等（1939）建立了临界直径的概念，后来得到确认，理想临界直径早已有定义，为的是从化学成分估算钢的淬透性。理想直径的定义是，一个圆棒在已知淬火烈度（用H值表示）淬火时中心生成50%马氏体情况下的直径。理想淬火被定义为在淬火时钢的表面温度瞬时达到淬火介质的温度。

如果已知D_I就可以导出给定H值的D_c（Asimov等，1941）。D_I用Grossman（1942）开发的方法计算，它基本上是各种合金元素不同淬透性效应的倍增。基本淬透性（D_o）是碳（C）的重量百分数和ASTM奥氏体晶粒尺寸号数（GSN）的函数（Boyd和Field，1945；Asimov等，1941；Grossman，1942），它已被如下公式化（Inoue，1989）：

$$D_0 = \{15.883 - 1.412\ (\mathrm{GSN}) + 0.05284\ (\mathrm{GSN})^2\} \times \sqrt{C} \tag{4-10}$$

合金元素的倍加系数（f）由图表（Siebert等，1977）给出，表示如下（Inoue，1989）：

$$f_{Si} = 1 + 0.681\mathrm{Si} \quad (\mathrm{Si} < 2.0\mathrm{wt\%}) \tag{4-11}$$

$$f_{Mn} = 1 + 3.066\mathrm{Mn} + 0.329\mathrm{Mn}^2 \quad (\mathrm{Mn} < 2.0\mathrm{wt\%}) \tag{4-12}$$

$$f_p = 1 + 2.830\mathrm{P} \quad (\mathrm{P} < 0.1\mathrm{wt\%}) \tag{4-13}$$

$$f_{Cr} = 1 + 2.007\mathrm{Cr} \quad (\mathrm{Cr} < 1.4\mathrm{wt\%}) \tag{4-14}$$

$$f_{Ni} = 1 + 0.204\mathrm{Ni} + 0.102\mathrm{Ni}^2 \quad (\mathrm{Ni} < 3.2\mathrm{wt\%}) \tag{4-15}$$

$$f_{Mo} = 1 + 3.14\mathrm{Mo} \quad (\mathrm{Mo} < 0.4\mathrm{wt\%}) \tag{4-16}$$

$$f_{Cu} = 1 + 0.250\mathrm{Cu}\ (\mathrm{Cu} < 0.1\mathrm{wt\%}) \tag{4-17}$$

$$f_B = 1 + 1.5\ (0.9 - \mathrm{B})\ (\mathrm{B} < 0.01\mathrm{wt\%}) \tag{4-18}$$

式中，D_0和GSN分别以mm和ASTM晶粒尺寸号数表示，各元素符号以wt%表示。

碳和合金元素的倍加系素已由许多研究人员作了修正，并由Siebert等（1977）和日本钢铁协会（1980）作了汇总。这些系数的可使用性与钢的化学成分很有关系。对淬透性非常低的低碳低合金钢，碳的倍加系素很难确定，因为在合金元素和溶解碳之间存在相当大的相互作用。硅、锰和铝的倍加系数随碳含量而变化（Jatczak，1973）。Kramer

等（1946）等的研究指出，对添加少量合金元素的碳素钢来说，碳的倍加系数是大的。Grossman 等（1939）、Grossman（1942）和 Boyd 及 Field（1945）报道了碳的低倍加系数和合金元素的高倍加系数，它们可应用于低合金钢。据报道，对 D_I 值在 50—100mm 的钢来说，用 Grossman 方法计算和实验之间符合得很好。

4.4.1.5 淬透性的利用

如早先所述，顶端淬火曲线和 D_I 通过实验或计算获得。D_I 可以根据钢的化学成分估算出来，这些参数依据冷却速度相互有关。不同淬透性参数之间的各种关系如下所述，并示于图 4-10。

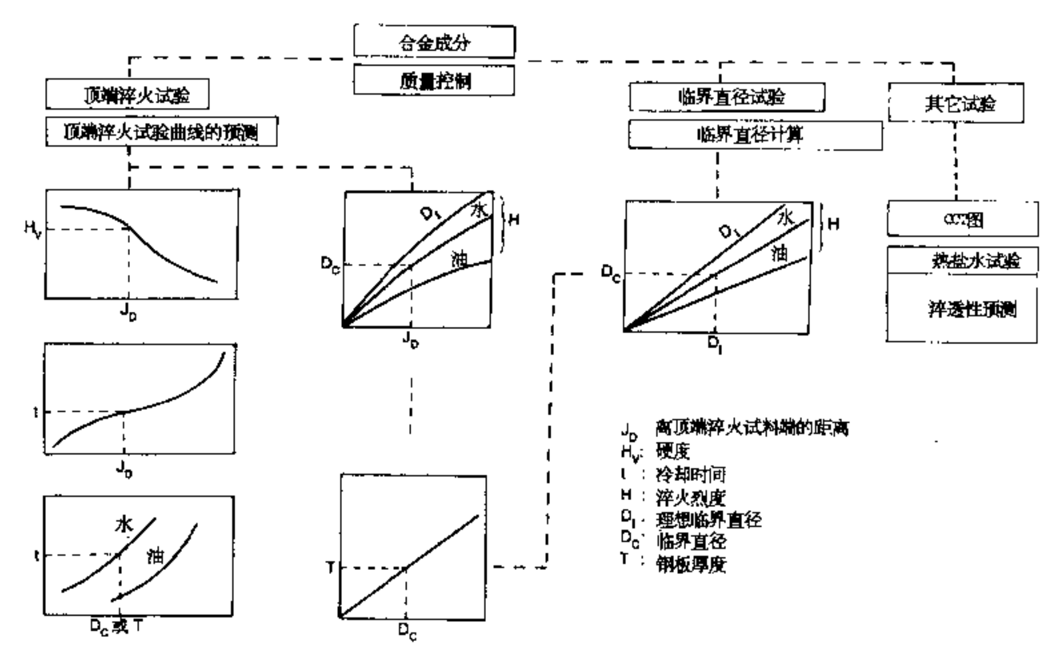


图 4-10 淬透性试验和预测的利用示意图

（1）D_I 和不同淬火烈度的 D_C（Burns 等 1938）。

（2）从顶端淬火试验淬火末端到圆棒中心或半径位置的距离（J_D）（Lamont，1943）。

·p.161·

（3）J_D 和冷却时间（Manning，1946；Weinmann 等，1952；Carney，1944；Wever 和 Rose，1954）。

（4）J_D 和淬入水和油中的圆棒直径（Carney，1944）。

（5）圆棒直径和冷却速度（ASM，1977；Wever 和 Rose，1954）。

（6）盐水温度与淬入油和水中圆棒的直径（Grange，1973）。

4.4.2 淬火装置

盐水、水、油和铅是常用的淬火介质。虽然油的淬火烈度，尤其在低温下比水小，但是它常被用作高碳钢的淬火介质，以减少淬裂和畸变。水是工业上普遍应用的淬火介质，因为它具有高的冷却能力，易于处置并且价格低廉。通过搅动来排除热轧钢表面上

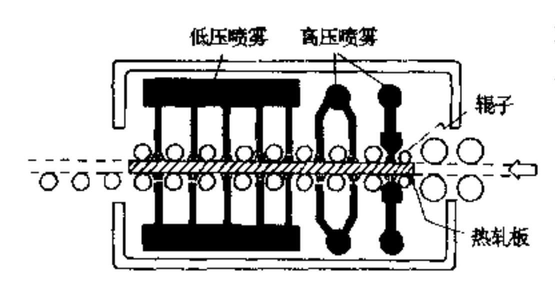


图 4-11 辊式淬火设备

形成的蒸气气泡，可以提高淬火烈度。对钢板的淬火，已开发了各种类型的设备。最新的轧板机装备了辊式淬火设备，这是早先由伯利恒钢铁公司（Melloy 等，1967）研制的，代替了台板式或浸入式设备。如图 4-11 所示，钢板连续地穿过一个高压（70—100MPa）水喷雾区，然后穿过一个低压（35—50MPa）水喷雾区。这已为发展具有良好韧性和焊接性的高强度低合金钢作出了贡献。

已开发了称之为在线快速冷却的另一新淬火工艺。还开发了可适当控制冷却能力的管道层流、狭缝层流、喷水和喷雾淬火技术。中断冷却与控制轧制相结合已导致钢的热机械处理的巨大进步，这将在本卷第 5 和 8 章详细论述。

·p.162·

4.4.3 断续淬火

断续淬火的目的是防止淬火回火钢制品的畸变和淬裂并改善其力学性能，有三个主要工艺：分级淬火、等温淬火和铅淬火（ASM，1964）。

4.4.3.1 分级淬火

分级淬火或改性分级淬火的工序是：从奥氏体化温度淬火到稍高于马氏体开始转变温度（M_s），或 M_s 和 M_f（马氏体转变终了温度）之间温度，直到浸在淬火介质中的钢的整个截面温度变成均一为止，接着以适当速度冷却到室温，最后与惯常处理相同的方式进行回火。分级淬火的主要目的是防止畸变和淬裂。

4.4.3.2 等温淬火

钢的等温淬火与分级淬火工艺相似，不同的是钢淬火到 M_s 以上的贝氏体区，并等温保持直到贝氏体转变全部完成。随后通常不进行回火。等温淬火的目的是改善延性和冲击性能，而且保持高的强度。

4.4.3.3 铅淬火

从某些方面看，铅淬火是分级淬火的一种改型，通常用于棒材或线材。奥氏体化的线材连续地冷却到珠光体转变温度范围。采用的冷却介质是铅、油、空气和热的或冷的水。得到层间距小的细珠光体显微组织，使线材的强度、延性、冷成形性，尤其是拉延性得到改善。这一工艺通常用于高碳钢，主要用途是弹簧、汽车轮胎用帘线、钢丝绳等，见第 9 章。

4.4.4 淬火裂纹

含 0.25wt %C 以上的可硬化合金钢，由于马氏体相变会发生淬火裂纹。淬火裂纹的形态是晶粒间式的。Kunitake 和 Sugisawa（1971）提出了以下的碳当量（C_{eq}）参数，

用以估测钢的淬火裂纹敏感性：

$$C_{eq} = wt\%C + wt\%Mn/5 + wt\%Mo/5 + wt\%Cr/10 + wt\%Ni/50 \quad (4\text{-}19)$$

·p.163·

如图 4-12 所示，C_{eq}越高，钢对淬火裂纹越敏感。具有粗大奥氏体晶粒和低 M_s 温度的钢对淬火裂纹特别敏感。添加少量铌和硼降低淬火裂纹倾向。这一作用与这些元素提高超高强度钢延迟破坏的行为是类似的（Tsumura 等，1987；Kamada 等，1985）。但是，这不能解释奥氏体晶粒细化对减小淬火裂纹敏感性的作用。用真空熔炼生产的高纯净钢也对淬火裂纹几乎不敏感。因此，晶界的粘着强度，它受杂质元素和因马氏体相变引起的应力的影响，可以解释所观察到的钢的淬火裂纹敏感性。

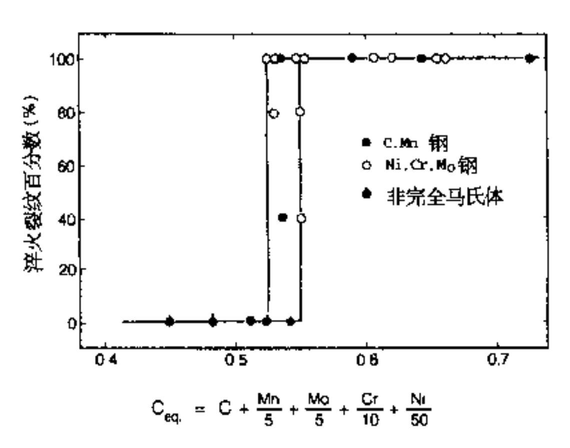


图 4-12　碳当量与产生淬火裂纹的试样百分数之间的关系

4.4.5　两次淬火

4.4.5.1　奥氏体晶粒细化

影响奥氏体晶粒尺寸的因素是热轧板坯的加热温度（Ohtani 等，1980）、热轧时的终轧温度（Hatomura 等，1979）和压缩比（Kinoshita 等，1972；Watanable 和 Kunitake，1975）、热轧后的冷却速度（Ohtani 等，1980）和冷压缩比（Tokizane 等，1982；Beswick，1984）。当板坯的热轧压缩比增加时，Ni—Cr—Mo 钢的平均奥氏体晶粒尺寸变小，如图 4-13 所示（Watanable 和 Kunitake，1975）。在此情况，轧制方向仅起很小的作用。为了有效地细化奥氏体晶粒尺寸，压缩比大于 4 是必要的。低 C—Nb—V 钢的再加热奥氏体尺寸可以通过板坯的控制轧制来细化（Ohtani 等，1980）。例如，高的板坯再加热温度和低的终轧温度，有利于再加热奥氏体晶粒的细化，因为在板坯于高温再加热过程中 AlN 和 Nb（CN）等析出物溶解，而后在低温下轧制时又以细小的颗粒析出。这可从图 4-14 中看出来。据 Grange（1966、1971）报道，重复地快速加热和冷却可以得到非常细小的奥氏体晶粒。这意味着原先的显微组织越细小，再加热奥氏体晶粒尺寸越细小。

·p.164·

这些方法并非总是可以应用到惯常的热处理上。有时候，为获得较细的奥氏体晶粒，采取两次淬火比惯常的淬火更有效（Tsumura 等，1984）。例如，用惯常的淬火工艺，含 0.28wt% C，1wt% Cr，0.5wt% Mo，0.03wt% Nb 钢的平均奥氏体晶粒直径为 22μm，而经两次淬火则为 8μm。这是因为在第二次再加热时奥氏体晶粒在马氏体和贝氏体的原始奥氏体晶界和铁素体晶粒间位置生核（Law 和 Edmonds，1980）。在铁素体-珠光体组织加热过程，在晶界形成奥氏体。铌，无论是溶解或以微细碳化铌析出物状态存在，抑制加热过程的再结晶。未溶解的含钼微细碳化物（$M_{23}C_6$ 型）在晶粒长大方面也

起重要作用，如图 4-15 所示。

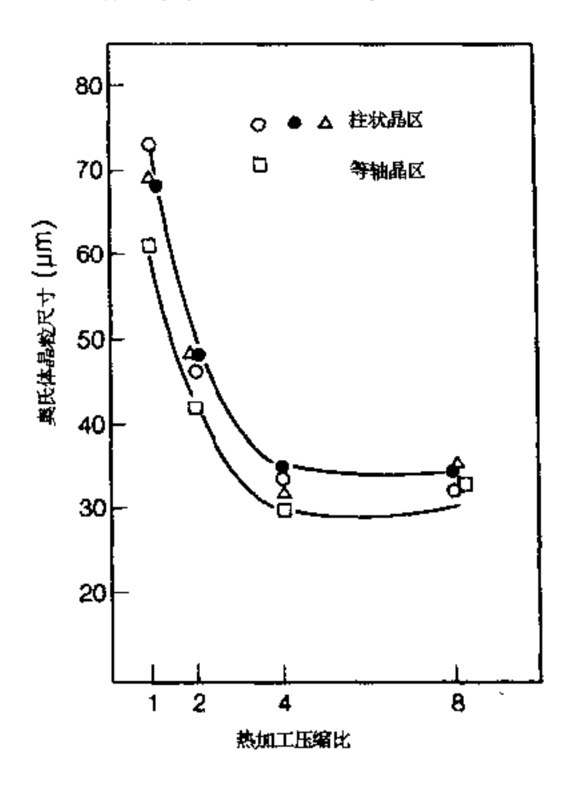


图 4-13　热轧压缩比对各种铸造组织在 930℃平均奥氏体晶粒尺寸的影响（材料为铸造的钢锭，钢的成分为：0.11wt% C，0.62wt% Mn，3.7wt% Ni，0.25wt% Cr，0.18wt% Mo）

图 4-14　含 0.12wt% C，1.38wt% Mn，0.038wt% Nb 的钢在各种温度下再加热后，经过在不同终轧温度下控制轧制，于再次加热过程中奥氏体晶粒尺寸的变化

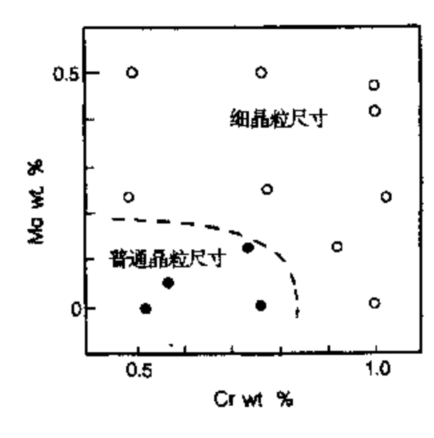


图 4-15　铬和钼对含 0.03wt% Nb 的 0.25wt%C—Cr—Mo 钢在两次淬火后奥氏体晶粒细化的影响

奥氏体晶粒尺寸的细化使淬透性降低。然而，应强调和要考虑的是力学性能，尤其是韧性不仅与奥氏体晶粒尺寸有关，而且还与淬火的显微组织有关（Ohtani 等，1972）。

4.4.5.2　硼钢的淬透性

·p.165·

众所周知，添加少量硼会使淬透性大大提高（Grossman，1942；Grange 和 Carney，1946；Kapadla 等，1968；Maitrepierre 等，1975；Melloy 等，1973）。为了使硼有效地发挥作用，可以通过降低含氮量以防止形成氮化硼，为此需要添加强氮化物形成元素如钛，或者降低板坯的加热温度。但是添加 0.02wt.%以上的钛，会使淬火、回火钢的韧性下降。

高氮和无钛钢当它们在高温下加热和热轧时，不能得到好的淬透性。虽然氮化铝比氮化硼在奥氏体中的溶解度较小，但是在热轧后冷却时，氮化硼的析出要快得多，因为

硼在奥氏体中的扩散很快。为了有效地使用硼，应当降低板坯加热温度，以形成氮化铝，从而使硼得以溶解于奥氏体中。如图4-16所示，两次淬火对即使在高温下轧制的钢来说，也能有效地使淬透性得到恢复（Watanable 和 Kunitak，1975）。首次淬火在比第二次淬火高100—150℃的温度下进行。在这样较高的温度下，氮化硼或硼组合物（M_{23}（CB）$_6$）溶于奥氏体，而氮化铝则不溶解。现代炼钢技术已能生产含氮低到20ppm以下的硼钢。但是，在这些低氮钢中常常发生奥氏体晶粒粗化，低氮的Cr—Mo钢回火时又有大的M_{23}（CB）$_6$析出物生成（Tsumura等，1986）。

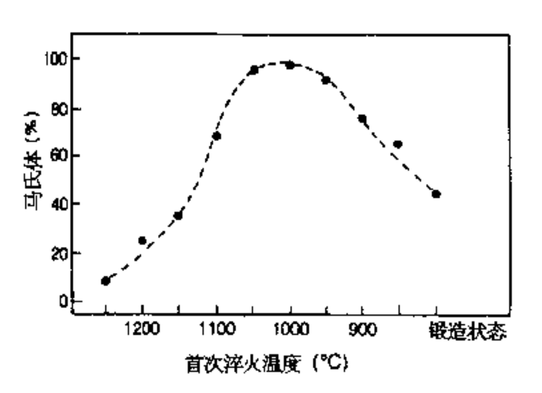


图4-16 首次淬火温度到含硼低合金钢淬透性的影响。在第二次淬火处理之后。930℃，20分，冷却到500℃，保温50s，水淬，以二次淬火后生成的马氏体量来评价淬透性。钢的成分：0.11wt% C，0.31wt% Si，0.97wt% Mn，0.24wt% Cu，0.98wt% Ni，0.45wt% Cr，0.37wt% Mo，0.06wt% Al_s，0.0011wt% B，0.010wt%N

4.4.6 临界间热处理

临界间热处理原先是对含镍钢为改善其低温韧性发展起来的（Brophy 和 Miller，1949）。这一工艺已发展用来生产双相可成形钢（Matsuoka，1975）和低屈强比高强度钢。图4-17表示几种典型的临界间热处理，它们常常采用两次或更多的加热步骤。

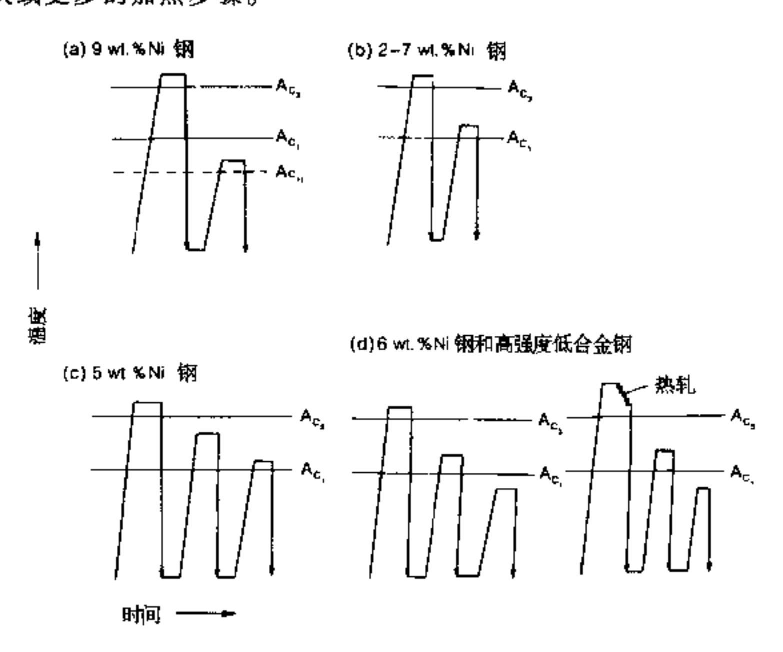


图4-17 淬火回火高强度低合金钢典型临界间热处理示意图

（a）由 Brophy 和 Miller（1949）开发的9wt% Ni钢的一种热处理。第一次热处理是惯常的淬火。可以在正火或轧制状态使用，但是淬火组织能得到最佳的力学性能。对9wt% Ni钢，在A_{c1}和A_{c1t}之间温度进行回火，A_{c1t}是形成少量奥氏体以上的温度。由碳、

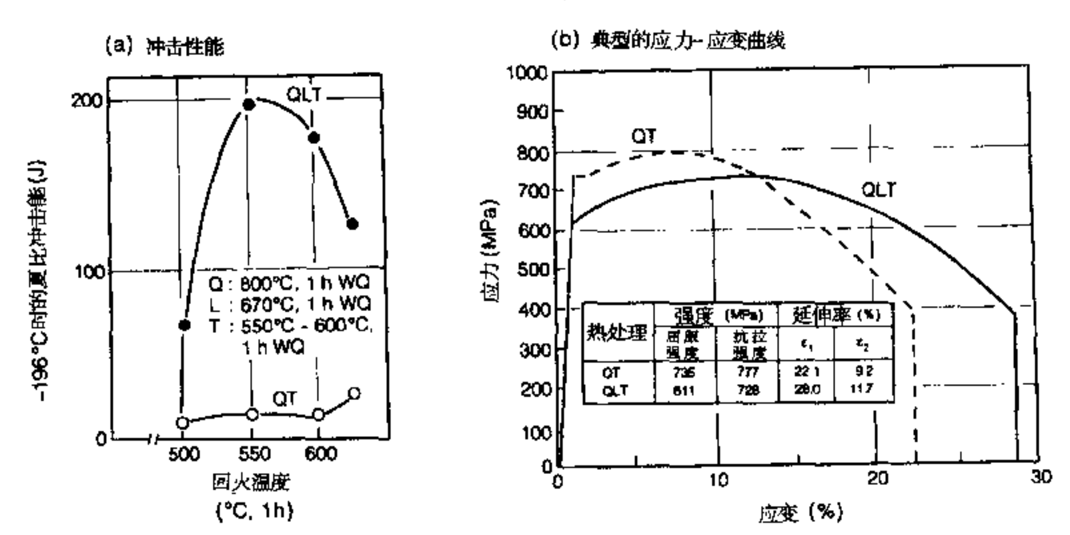
氮和其它合金元素稳定化的奥氏体，即使降到 -196℃的低温仍稳定。

·p.166·

(b) 这种处理用于含 2.5—7.0wt% Ni 钢。在第一次从奥氏体化温度淬火后，在 A_{c1} 和 A_{c3}之间温度进行加热。形成的微细弥散奥氏体部分地转变成马氏体。这种热处理会有一些残余奥氏体保存下来。

(c) 这种热处理用于5wt% Ni 钢 (Sarno 等, 1970)。第一次处理和以上 (a) 和 (b) 相同，但是第二次热处理在 A_{c1}和 A_{c3}之间的较高温度下进行，在此处，形成的奥氏体很不稳定。这种奥氏体大部分转变成马氏体，在冷却后存有少量残余奥氏体。最终加热在稍高于 A_{c1}进行，即所谓逆向退火，得到较稳定的奥氏体。得到的显微组织是在铁素体和马氏体基体中含有 8%—12%残余奥氏体。

(d) 这一热处理，除了最后加热温度在 Ac_1 以下之外，和 (c) 处理相同。三段热处理已成功地应用于 6wt.% Ni 钢 (Yano 等, 1973)。这一工艺的特点是：改善夏比冲击性能、低的屈强比、高的均匀和总的延伸率，见图 4-18。这一种热处理不仅可用于



热处理	强度 (MPa)		延伸率 (%)	
	屈服强度	抗拉强度	ε_1	ε_2
QT	735	777	22.1	9.2
QLT	611	728	28.0	11.7

图 4-18 临界间热处理的 6wt%Ni, 1.1wt%Mn, 0.2wt%Mo 钢在最终回火处理后 (QLT) 和常用的淬火和回火处理后的力学性能对比

9wt% Ni 钢以得到良好的韧性，也可应用于 2.5wt% Ni 钢、3.5wt% Ni 钢和高强度低合金钢 (Yamada 等, 1975; Wada 和 Doane, 1974)。在铁素体-奥氏体两相区奥氏体的形成及其在低温下的稳定性用图解表示在图 4-19。原始显微组织包含在回火马氏体或贝氏体中的铁素体板条，及在板条边界的渗碳体颗粒 (Ⅰ)。奥氏体开始在渗碳体颗粒处形成，形成的奥氏体富含碳、氮和其它奥氏体稳定化元素，如镍。从而奥氏体稳定，具有低的 M_s 温度 (Ⅱ)。随着奥氏体长大 (通常采用在临界间区的较高温度)，奥氏体几乎不富集碳和氮，变得很不稳定，并具有较高的 M_s 温度 (Ⅲ)。最终奥氏体的稳定性很低，M_s 温度很高，以致从临界间温度冷却时奥氏体就转变成马氏体。

·p.167·

4.4.7 深冷热处理

深冷处理是通过将淬火工件冷却到 0℃以下来实现的。供量轨、轴承和渗碳件用的

高碳钢，它们通常含有残留奥氏体，在使用时会转变成马氏体，引起畸变或开裂，因而一般要进行深冷处理。液氮和固体二氧化碳广泛地用作冷却剂。

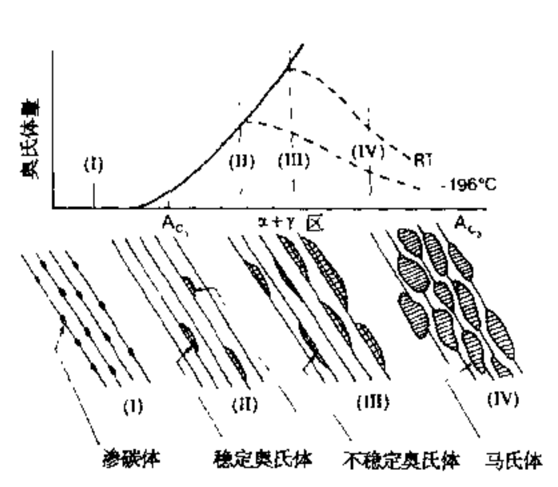


图 4-19 奥氏体在铁素体/奥氏体两相区形成的示意图

残余奥氏体对疲劳强度的影响，已有的报道结果不一样（Richman 和 Landgraf，1975）。Frankel 等（1960）的报道认为残余奥氏体对疲劳强度是有利的，原因是应力消除及形变诱发的马氏体相变造成压缩内应力和周期强化。然而，Mocarski（1970），Okazaki 等（1980）和 Nishioka 等的研究结果指出，残余奥氏体是不利的，因为疲劳损伤集中在软的奥氏体，转变成马氏体使压缩应力消除，以及转变的马氏体发生脆化。对渗碳钢，当残余奥氏体量超过 15%时，旋转弯曲试验的疲劳寿命降低（Okazaki 等，1980；Nishioka 等，1978）。残余奥氏体还加快萌生疲劳裂纹，但降低裂纹扩展速率（Nishioka 等，1978）。

·p.168·

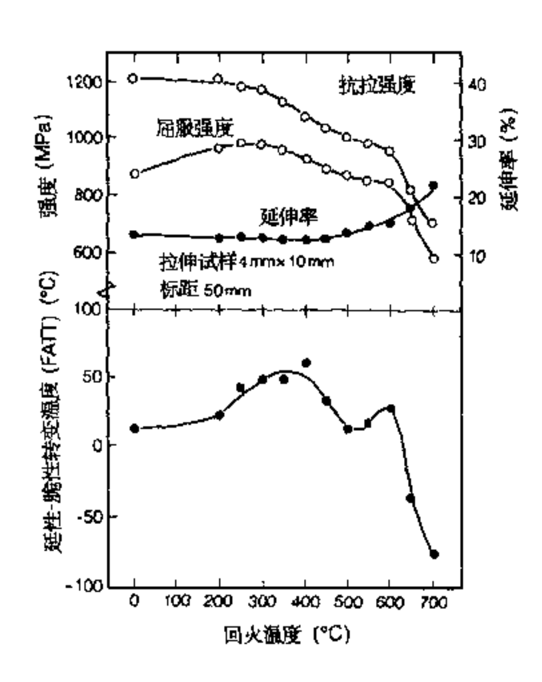


图 4-20 回火温度对马氏体 Ni—Cr—Mo 钢力学性能的影响。钢的成分：0.12wt%C，0.30wt%Si，0.83wt%Mn，0.30wt%Cu，1.1wt%Ni，0.53wt%Cr，0.49wt%Mo，0.03wt%V，0.038wt%溶解 Al

4.5 回 火

回火是将钢加热到 Ac_1 以下温度的一种热处理，为的是提高钢的延性和韧性，并调整强度达到合适的水平。图 4-20 示出回火对低合金钢的典型作用。

4.5.1 回火的阶段

从冶金学观点，马氏体的回火有以下几个阶段：

（a）在 ~ 100℃，碳原子再分配（Speich，1969；Kusunoki 和 Nagakura，1981）。

（b）在 100—300℃，析出碳化物。据报道（Jack，1951；Hirotsu 和 Nakazawa，1972）除 ε 碳化物（Hoffman，1970；Ohmori，1973）或 η 碳化物（Jack，1951；Genin 和 Flinn，1968；Hirotsu 和 Nakazawa，1972；Williamson 等，1979）之外，在高碳钢中还有渗碳体（θ）和含 χ 碳化物穿透层的渗碳体。

(c) 在 200—300℃，中碳合金钢和高碳非合金钢中的残余奥氏体分解。

(d) 在 300℃以上，渗碳体长大和球化，伴随基体的回复和再结晶以及强度下降。

(e) 在 500—650℃发生二次硬化，这是因为合金碳化物，如 V_4C_3，Mo_2C 等的析出，引起强度增加，或补偿通常回火过程中强度的下降。

4.5.2 原始显微组织的影响

在实际热处理中，淬火组织很少是完全马氏体。在回火过程，马氏体的亚结构发生变化，导致力学性能，尤其是强度的变化。通过惯常的淬火得到的一般组织是含碳化物析出物的贝氏体。和马氏体相比，在回火过程当加热到贝氏体已经形成的温度以下时，贝氏体的力学性能变化小（Irvine 和 Pickering，1960；Ohmori 等，1974）。令人注意的是马氏体-贝氏体双相组织在回火时对抗回火软化抗力比马氏体组织大（Ohmori 等，1974；Tsumura 和 Ohtani，1988）。淬火马氏体的硬度主要取决于碳含量，一般不受合金元素的影响，而合金元素对回火后的硬度却有很大影响（Grange 等 1977）。

·p.169·

4.5.3 回火参数

回火过程的主要参变量是回火的温度和时间。一般说来，在高温下短时间回火相当于在低温下长时间回火，除非回火机制方面有变化。Hollomon 和 Jaffe（1945）给回火参数 P 作以下描述：

$$P = T\ (\log t + K) \tag{4-20}$$

式中，t 为时间（h），T 为温度（K），K 为常数，通常取 18 或 20。

在实际热处理作业中，加热温度会有变化，或者回火会反复进行，对此，Inoue（1980）提出了一个修正的回火参数 λ，以满足这种条件。

$$\lambda = \log C = \log t - (Q/2.3RT) + K \tag{4-21}$$

式中，C 是回火 t 小时得到的参数，Q 是激活能（J/mol）

$$Q = 12.0 + 5.23\ (\text{wt\% Mn}) + 2.39\ (\text{wt\% Cr}) + 27.6\ (\text{wt\% Mo}) \tag{4-22}$$

R 是气体常数 J/mol，T 为温度 K，K 为常数，通常取 50。

在连续回火处理情况下，C_1，$C_2 \cdots C_i$，分别相当于回火参数 λ_1，λ_2，$\cdots \lambda_i$，是加成的

$$C = C_1 + C_2 + \cdots + C_i \tag{4-23}$$

$$10^{\lambda} = 10^{\lambda_1} + 10^{\lambda_2} + \cdots + 10^{\lambda_i} \tag{4-24}$$

$$\lambda = \log\ (10^{\lambda_1} + 10^{\lambda_2} + \cdots + 10^{\lambda_i}) \tag{4-25}$$

这一修正的回火参数能够很好地解释在炉中加热时发生的各种回火现象。它还可用来估测尺寸差异、形状复杂的工件（具有不同的回火参数）是否能满足规定的力学性能。

4.5.4 时效、发蓝和蓝脆

当钢在变形后于 50℃和 250℃之间加热，在固溶体中的间隙原子如碳和氮会引起应变时效。它称之为静态应变时效。而在高温下变形时则发生动态应变时效。对这些现

象，已有许多研究和解释，Leslie (1982) 作了概括。汽车用薄钢板的烘烤硬化（Okamoto 等，1982）和冷加工弹簧线的发蓝处理（Iron and Steel Inst. Jap., 1969）是应变时效的两个典型应用。前者是为了使用过程防止产生凹痕，后者则为了提高弹性和疲劳极限。除了力学性能之外，可以在水蒸气或控氧气氛中进行着色处理使在钢表面形成一抗腐蚀的氧化物层。（Iron and Steel Inst. Jap., 1969; ASM, 1964 b)。虽然应变时效可以用来提高钢的强度性能，但又明显地降低延性。通常添加碳化物和氮化物形成元素来防止蓝脆。因为，氮在铁素体中和碳相比有较大的溶解度，氮不仅增加高温强度，并且产生应变时效。为了尽可能小地降低高温应用的含铁素体-珠光体组织的压力容器钢的延性，添加铝是有效的，如图 4-21 所示。

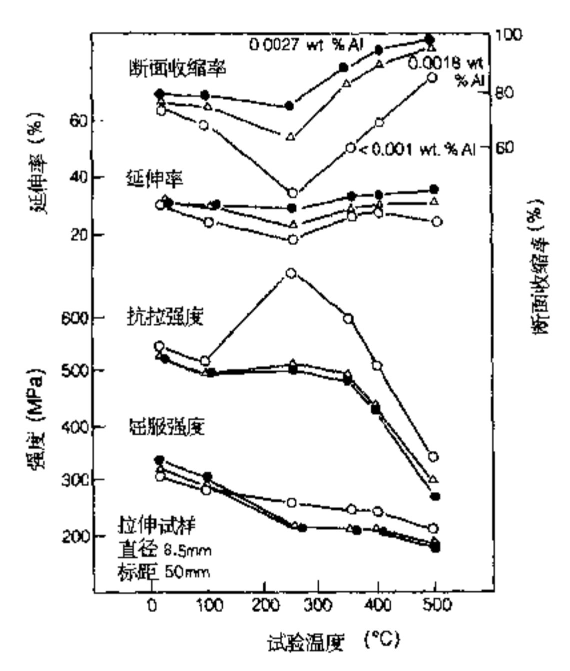


图 4-21 正火的含铁素体-珠光体组织的普通碳素钢的高温拉伸性能以及添加铝的影响。钢的成分：0.25wt% C，0.25wt% Si，1.0wt% Mn，0.010wt% N。热处理：900℃，空冷

·p.170·

4.5.5 回火脆性

因回火产生的脆性有两类（Hollomon, 1946; Woodfine, 1953; Low, 1964; McMahon, 1967)。一类出现在 200—400℃回火的马氏体中，并伴随冲击韧性和延性的下降。这一脆性被称作低温回火脆性、回火马氏体脆性或 350℃脆性。它具有下列特征：

(a) 含如磷等杂质的钢对这类脆性敏感，要避免它，得使用很纯的钢；

(b) 这一现象只出现在马氏体，而在贝氏体中则不出现（Ohmori 等，1974)。认为沿晶界析出的碳化物加上杂质的再分布对脆化起主导作用（Rellick 和 McMahon, 1974)。当添加硅，由于它延缓碳化物的析出，发生脆化的温度范围移至较高的温度；

(c) 这种脆性不仅发生在低合金钢中，也发生在普通碳素钢中；

(d) 这类脆性是不可逆的；

(e) 断口形貌是沿原奥氏体晶界的晶粒间破坏。

第二类脆性是当钢在 400—600℃加热，或它们在冷却时缓慢通过这一温度区时出现。一般称之为回火脆性或可逆回火脆性。它表现如下特征：

(a) 对这类脆性的敏感性，马氏体组织最大，铁素体-珠光体组织最小；

(b) 破断常常发生在沿原奥氏体晶界；

(c) 反应是可逆的，也即当钢加热到 600℃以上就可排除脆性，这与回火马氏体脆性有很大的不同；

(d) 含磷、锑、砷和锡等杂质的钢，对这类脆性非常敏感。断口表面的俄歇电子分光镜已揭示，这些杂质的偏析使晶界的粘合力减弱（McMahon，1967）；

·p.171·

(e) 添加如硅、锰、镍和铬等元素会使脆化加速。已经开发了使这些合金元素尽可能低，同时具有满意的淬透性、强度和韧性的钢种。为了评价对脆性的敏感性，已提出了各种形式的脆化因素，例如J因素（Miyano和Adachi，1970），它对钢的成分如硅、锰、磷、硫、锡、锑和砷等合金元素用复杂的函数关系表示（Bruscato，1970）。这些因素应当保持很低的值，仅用以强调要使回火脆性尽可能小，要求高纯度的钢。

4.5.6 消除应力退火

对已经进行热处理、冷或热变形或焊接的构件要作消除应力退火，以排除诱生的应力，从而避免发生疲劳或脆性破坏。推荐的热处理制度是，在595℃和650℃之间加热，加热时间为每25.4mm截面半径1h，然后冷却到315℃。对合金钢，如Cr—Mo钢常常要求在650℃以上加热。在慢冷过程通过400—600℃会发生回火脆性之外，在粗晶粒焊接件的热影响区还会发生消除应力裂纹（Hawthorne，1972；Murray，1967；Debarbadillo等，1967）。首先由Ito和Nakanish（1972）提出了一个消除应力裂纹参数 P_{SR}：

$$P_{SR} = wt\%Cr + wt\%Cu + 2\ (wt\%\ Mo) + 10\ (wt\%\ V) + 7\ (wt\%\ Nb) + 5\ (wt\%\ Ti) - 2 \qquad (4\text{-}26)$$

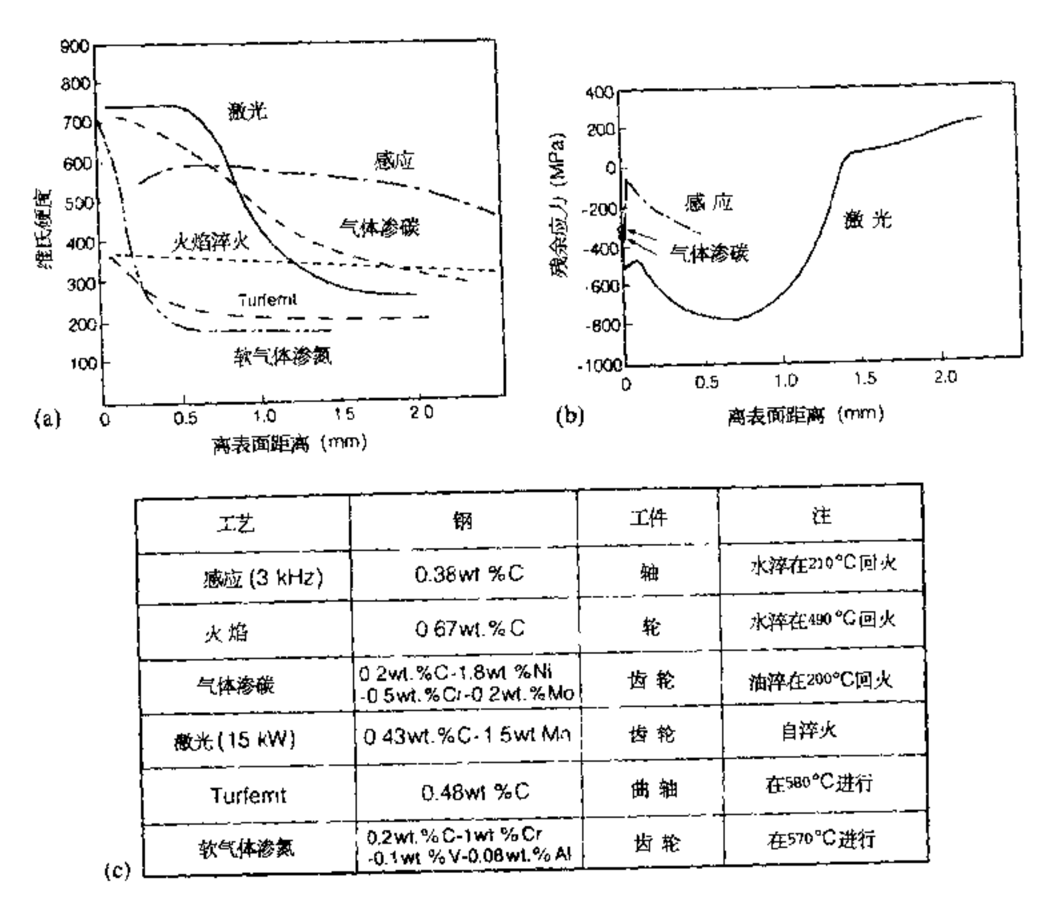
当消除应力在500℃以上进行，$P_{SR} > 0$ 时发生裂纹，而 $P_{SR} < 0$ 时则不发生裂纹。这一判据适用于以下成分范围的钢：0.1—0.25wt%C，0—2.0wt% Mo，0—1.5wt%Cr，0—1.0wt%Cu，0—0.15wt%V、Nb、Ti。二次硬化元素，如钼、钒、铌和钛会使消除应力裂纹的敏感性提高，或许是由于粗晶粒基体的强化所致。应特别指出的是，含1.5wt%以上铬的超低碳钢对裂纹几乎不敏感。这可能是由于基体的软化以及晶界和基体的粘结强度相平衡的缘故。

4.5.7 两次回火

对轴承钢、工具钢和可硬化结构钢，需要进行重复回火。其目的是：消除残余奥氏体；保持尺寸稳定性；在最终回火前防止延迟破坏；改善韧性和屈服强度而不降低硬度。在淬火后，第一次回火在大约500℃进行，第二次回火在较高温度下实施。

4.6 表面硬化

钢制品，例如轴承、齿轮、曲轴、车轮和轴类一般设计成能够采用表面硬化以改善耐磨性、疲劳寿命和耐腐蚀性。这种处理就称作表面处理（ASM，1964c；Iron and Steel Inst.Jap.，1982；Jap. Inst. Met.，1971）。此工艺包括通过扩散在金属表面富集碳或氮等元素，或表面的淬火硬化。前者包含渗碳或渗氮，而后者采用感应硬化、激光硬化和火焰硬化。它们对实际钢部件的典型作用如图4-22所示。通过将金属原子扩散到表面层的其它种类的表面硬化，如包装渗碳，在第4.6.6节中介绍。更详细的关于表面硬化和用于钢的其它表面处理，在本卷第17章中介绍。



工艺	钢	工件	注
感应(3 kHz)	0.38wt.%C	轴	水淬在210°C回火
火焰	0.67wt.%C	轮	水淬在490°C回火
气体渗碳	0.2wt.%C-1.8wt.%Ni-0.5wt.%Cr-0.2wt.%Mo	齿轮	油淬在200°C回火
激光(15 kW)	0.43wt.%C-1.5wt.Mn	齿轮	自淬火
Turfemt	0.48wt.%C	曲轴	在580°C进行
软气体渗氮	0.2wt.%C-1wt.%Cr-0.1wt.%V-0.08wt.%Al	齿轮	在570°C进行

图 4-22 不同表面硬化工艺对各种钢制品的影响

·p.172·

4.6.1 渗碳

渗碳(ASM, 1964c; ASM, 1955; Iron and Steel Inst. Jap., 1982; Jap. Inst. Met., 1971)是向低碳钢表面扩散渗入适当碳的一种热处理。主要目的是使表面硬化，得到较高的耐磨性并提高疲劳寿命。由于金属芯部还需要良好的韧性，这一工艺的发展包括通过热处理改进表面硬化的综合效果。渗层深度随各个用途而变化。对工业上应用，渗层深度以 0.4mm 左右为佳。有两个主要的渗碳工艺：气体渗碳或液体渗碳。

4.6.1.1 气体渗碳

普遍使用的气体是人造煤气(Ryan, 1959)，它由天然气、丙烷或丁烷构成。通常使用某种吸热气体(Perrine, 1954)，例如 24% CO, 30% H_2, 0.5% CO_2, 0.4% CH_4，余为 N_2 (按体积)或某种纯的放热气体(Boyd, 1954)，例如 0.5% CO, 1.2% H_2, 0.05% CO_2，余为 N (按体积)作为载体，被一种碳氢化合物气体富集。气体-金属间的基本反应是

·p.173·

$$2CO = (C) + CO_2 \tag{4-27}$$

式中，(C) 表示溶解于钢中的碳。在平衡条件下，在与气体混合物接触的金属表面的碳的活度必须和气体的活度相等。所以，调整气体的成分就会影响金属表面碳的活度 (Cullen, 1954; Hotchkiss, 1954; Kiyonaga 和 Kunno, 1960; Seo 等, 1970)。实际上，混合气体的碳势通过监控反应气体的分压 P_{CO_2}，P_{O_2}或 P_{H_2O} (Cullon, 1954) 来控制。方程式 (4-27) 清楚地表明，P^2_{CO}/P_{CO_2}比值可以直接用来量度混合气体的碳势。

因为这一工艺主要受控于碳的扩散，渗碳层深度取决于气氛的温度、时间和碳势。对高碳势混合气体，正常渗碳的一个经验公式如下 (ASM, 1964c):

$$\text{渗碳深度} = 1.24t/10^{(6700/T)} \tag{4-28}$$

式中，渗碳深度为 mm; t 是时间 (h)，T 为绝对温度 (K)。这一公式适用于钢的 A_1 以上温度。含 0.1—0.2wt%C 的低合金钢，如铬钢、Cr—Mo 钢、Ni—Cr 钢和 Ni—Cr—Mo 钢适宜于气体渗碳。加入铬使淬透性增加，但也增强渗碳反应，会引起过度渗碳 (Hondremont 和 Schrader, 1935)。镍抑制芯部金属的晶粒长大，还能适当提高淬透性。另外，镍阻止过度渗碳。据介绍，钼使残余奥氏体的量减少，提高淬透性和芯部韧性 (Archer 等, 1956)。

CO 气体也可从一种液态物料提供 (Ohtomo, 1971)。最通用的液态物料是甲醇 (CH_3OH)，它以液滴注入炉内的一块板上，在此液滴挥发并热分解，提供含 CO，CO_2，CH_4 和 H_2O 的渗碳气氛。为了提高气氛的碳势，向液体添加甲基醋酸、丙醇或丙酮。可调节液体的流量以得到所需的碳势。这种炉子特别适宜于对小物件的渗碳。

4.6.1.2 包装渗碳

就主要渗碳反应来说，包装渗碳和气体渗碳基本上是一样的，两者都是使用 CO 气体。因为这一工艺不需配制气氛，较经济，易于操作，并且可以在各种炉子中进行。然而，在金属表面精确控制碳势一般很困难。包装的材料由木炭或焦炭以及一些碱性碳酸盐组成，它们由油或焦油粘结。添加一种碱性或碱土碳酸盐如 Na_2CO_3 或 $BaCO_3$ 据称可大大地激活渗碳过程。应当注意包装料的冷却速度，要是冷却速度缓慢，工件会发生氧化。

4.6.1.3 高温渗碳

·p.174·

通常的渗碳温度是 900—930℃，但是，为了缩短处理时间，已进行很多试验在 960—1000℃的较高温度下渗碳。这被称作高温渗碳或快速渗碳 (Jominy, 1964)。这一处理工艺的一些缺点是芯部晶粒粗化和因氧化而起皮。晶粒粗化通常使整体工件的力学性能变坏。建议添加晶粒细化元素，如铝、钛或铌，或者对冷或温加工制品预先进行正火处理。已开发出两种高温渗碳钢，它们含高硅或低硅。当所需的渗层深度大和超过 1.87mm 情况下，认为采用高温渗碳是经济的。

4.6.1.4 其它渗碳方法

在从反应室排除空气后于减压的甲烷气氛下，可以进行渗碳处理。在反应室中的压力小于 10^{-2}Torr (Iron and Steel Inst. Jap., 1982)，这一工艺称为真空渗碳。在此情况下，

可以减少生成异常的显微组织，见4.6.1.6节。渗碳还可以在感应硬化过程中进行，被称为感应渗碳法（Rondv，1966），或者在气体排放过程进行（Inoue 和 Shima，1969）。

4.6.1.5 渗碳后的热处理

为了使表层硬化和芯部韧化，紧接渗碳过程进行淬火和回火处理。这一热处理引起马氏体转变并在低碳的芯部生成较韧的组织，尤其在晶粒细化的钢中是这样。

4.6.1.6 渗碳层的异常显微组织

据报道，对某些渗碳和淬火的钢，有两种异常的显微组织。第一种组织的特征是珠光体组织的碎裂和一些渗碳体颗粒的异常长大（Gunnarson，1963）。使用低含氧量的钢可以避免这一现象（Hultgren，1947）。第二类是沿晶界活性元素如铬、硅和锰的氧化（Chatterjee-Fisher，1978；Welchner，1943），同时使淬透性下降。在表面附近还常常出现珠光体组织，它会促进锰、硅和铬的内氧化，从而引起这些元素在渗层的贫化。当然，铬和锰是提高淬透性的重要元素（Krauss，1978；Diesburg 和 Eldis，1978），所以它们的氧化损失将降低淬透性。为了防止这一点，在气氛中有低的氧势是十分必要的。据介绍，减少钢的硅含量也很有效，可能因为硅使内氧化几乎不发生。

4.6.2 渗氮

·p.175·

渗氮（ASM，1964c；Iron and Steel Inst. Jap.，1982；Jap. Inst. Met.，1971）是一种表面硬化工艺，它通过将钢置于一加热的 NH_3 气氛或熔融的盐浴中将氮引入钢的表面。这一工艺得到的表层硬度常常在1000HV以上。此外，这一表层在回火过程具有抗软化的能力。这一工艺的加热温度为500—525℃，在这样的温度可得到最大的硬度（Tompson，1931；Ohtani 等，1982）。因为温度保持在 A_1 以下，因渗氮处理引起的尺寸变化很小。而且，随后的热处理如淬火和回火没有必要。渗氮钢通常含有强氮化物形成元素，如铝、钒和铬，而不含这些元素的钢，渗氮不能得到如此有效的硬化。据报道，铝增加表层的最大硬度值，而铬增加渗层的深度。为了在渗氮时得到合乎要求的深度剖面外形，添加钒是必要的（Ohtani 等，1982）。在没有添加钒的钢中，氮倾向于集中在最外表面层，不能充分地渗透到钢中，如图4-23所示，钛添加也能大大增加渗层深度，

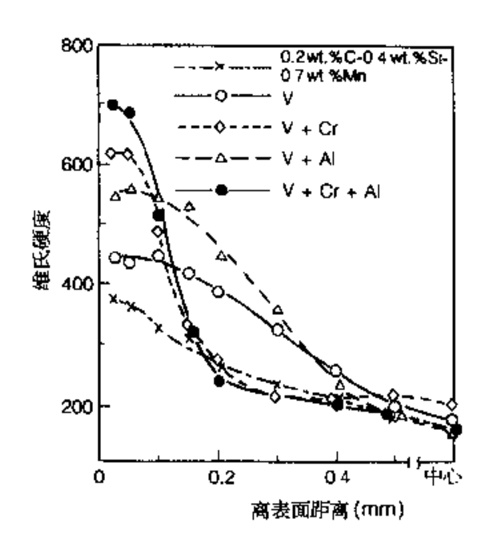


图4-23 合金元素对在软气体渗氮（气体碳氮共渗）过程生成的硬度分布。钢的成分：0.2wt% C，0.4wt% Si，0.7wt% Mn，其中添加0.10wt% V，1.0wt% Cr 或0.18wt% Al。软渗氮处理：在含等量 NH_3 和吸热气体的混合气氛（CO，H_2，N_2 混合物）中570℃，3.5h

但降低整个制品的韧性。加入钼能抑制回火脆性，同时保持拉伸强度。渗氮工艺已被发展用来获得合乎要求的表面硬度、耐磨性和抗胶合性，同时适当提高疲劳寿命。在实践中，渗层深度以大于0.15mm为好。

4.6.2.1 气体渗氮

由于气体NH_3与金属接触而分解生成的原子氮，非常活跃，能够扩散进入金属表面层。一些氮原子与金属表面反应形成氮化物，它们在普通光学显微镜下看起来似一均匀的“白色”层。此“白色”层由ζ（Fe_2N）．ε（$Fe_{2-3}N$）和γ（Fe_4N）相（ASM，1964c）组成。在大约500℃渗氮得到最大的硬度（Tompson，1931；Ogawa，1950）。在520℃以上渗氮，“白色”层变厚，而在500℃以下则整个渗层厚度变薄。需要长的疲劳寿命的使用场合，在使用前应将“白色”层磨去。也可以在NH_3或H_2+N_2的减压条件下，利用辉光放电来进行渗氮。这种方法称作离子渗氮。

4.6.2.2 软气体渗氮（气体碳氮共渗）

已经开发了一种气体渗碳/渗氮同时处理的工艺（碳氮共渗）（Neumann，1965；Takijima，1962；Kunieda，1973）。这一方法的最大优点是采用低温，故此称为软气体渗氮。这一方法获得的制品的特性基本上和用液体碳氮共渗法是一样的。因为这一方法不需要处置有毒物质，在工业上已普及，代替了液体碳氮共渗。

·p.176·

4.6.2.3 液体渗碳/渗氮（液体碳氮共渗）

液体渗碳/渗氮常被称作软渗氮或液体碳氮共渗，它是将钢浸入温度一般低于A_{c1}的熔融盐浴中，碳和氮同时扩散的处理工艺。主要目的是将氮扩散到α铁表面层产生固溶强化，和气体渗氮的差别是此工艺在钢表面不会形成氮化物。因为反应温度比气体渗氮低很多，得到的渗层深度以及渗层硬度也就比普通气体渗氮工艺要低。较低的加热温度导致在钢中溶解的氮增加，而碳减少。这一方法对使用各种加热条件处理小制品特别有效。但是，盐浴的浓度会随时间而变化，因而渗碳/渗氮盐浴的浓度难以控制。

氰化钠已广泛地用作盐浴的一个主要成分，其它还含有$BaCO_3$，Na_2CO_3和NaCl。这些化合物用来减少氰化钠的蒸发和氧化。据介绍，NaCN和空气中O_2的反应产物NaCNO是将氮供给钢的主要反应剂。因为氰化物有巨毒，从制品彻底排除这些化合物是绝对必要的。

已开发了一种称作TURFERRIT的改进方法（Müller，1958）。这一方法不仅能使氮，而且使碳都被固溶到金属表面，从而大大改善疲劳寿命。这一工艺的特点是精确控制盐浴的浓度和在处理过程从盐浴底部吹空气。据称产生的气泡可以激发NaCN氧化生成活性NaCNO，它增强整个盐浴的反应性。为了得到最大的疲劳强度，在高温下短的加热时间条件下进行液体渗氮，然而，对工具钢来说，在较低温度下进行处理，以获得最大的渗层硬度。

从防止环境污染的观点出发，已开发出了不含氰化物的熔盐（Iron and Steel Inst.

Jap., 1982)。这些熔盐的主要成分为碳酸盐，例如 K_2CO_3，其中还添加有碳化物或木炭。已有报道还有添加 SiC，TiC 或 B_4C。有时候向盐浴吹入空气或还原气体，以控制碳势。据介绍，熔融盐浴的电解已成为液体盐浴渗碳法的一种（Wasa，1972）。

用 TURFERRIT 法获得的典型渗层形状示于图 4-22，从图可以看出，硬度和渗层深度都比气体渗氮要少很多。

4.6.3 感应硬化

·p.177·

感应硬化是这样一种工艺，它的加热和淬火处理仅限于制品的表面，而且可得到较厚的硬化表层。这一表层具有良好的耐磨性。由于在表层中最终的残余应力是压应力，所以此工艺有利于疲劳性能。应当指出，在感应硬化前工件的显微组织必须经过细化，建议采用正火或淬火并且回火处理，以便在快速加热时生成均一的奥氏体。如果钢不回火，常常会开裂或畸变。表面是用电磁感应加热的，紧接着淬火。加热电流的频率越高，加热的深度越浅。有时候，高的频率引起表面过热。可以根据下式计算出表层深度 δ（mm）的大致值（Stratton，1941）：

$$\delta\ [\mathrm{mm}] = 5.03\sqrt{\rho/(f\cdot\mu)} \qquad (4\text{-}29)$$

式中，ρ 是电阻（$\mu\Omega\cdot$cm）；f 是频率（Hz）；μ 为钢的磁导率。严格地讲，表层深度取决于加热时间、构件尺寸和所用的电功率（ASM，1964c）。感应加热所用的频率在 3000—10000Hz（Japan Inst. Met.，1971），感应加热的时间通常为 10—15s。硬化层深度大约为 4mm，这对表面处理来说是相当深了。使用的冷却剂是水、油，有时用聚乙烯醇和聚烯化甘醇的溶液。当构件离开感应线圈就喷雾或将工件淬入冷却剂进行冷却。有时候在构件上会观察到螺旋型的软点。有意思的是，当构件随之在 ≤230℃ 回火时，合金元素对硬度的影响特别小。图 4-24 示出了在各种温度下回火后，碳对感应硬化材料硬度的典型影响。

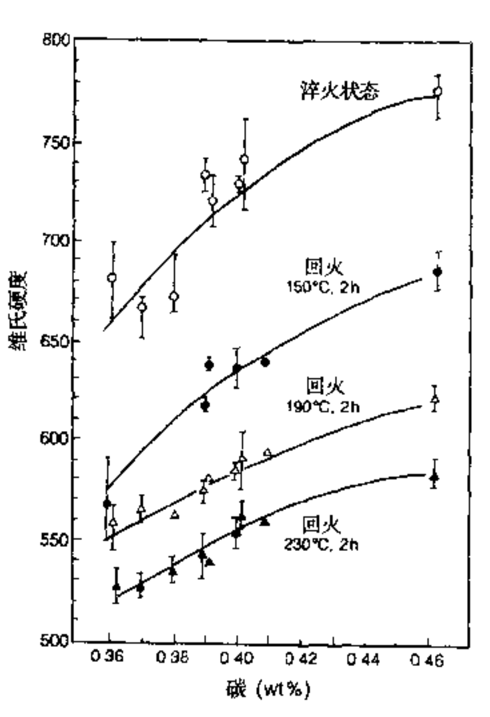


图 4-24 各种温度回火处理后碳对感应硬化材料硬度的影响

4.6.4 激光硬化

还可以通过将一激光束移动越过钢的表面来实现表面硬化（Oakley，1981）。这就叫激光硬化。激光束迅速将材料表面加热到钢的奥氏体化温度，接着主要依靠将热量传导到构件主体来实现淬火。适宜于这一处理的合金范围，覆盖所有能用普通方法硬化的合金。激光硬化可以在耐磨性和疲劳寿命很重要的汽车工业上得到应用。采用螺旋热处理形式对处理轴类和内腔是有利的，因为它的效率高。在表面不熔化情况下可以达到的硬

化层深度据介绍为大约0.75—1.0mm，可见第15卷第3章。

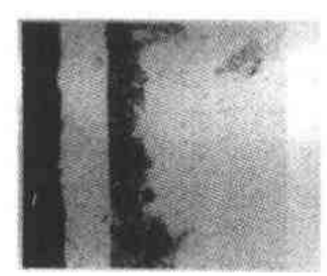
·p.178·

4.6.5 火焰硬化

火焰硬化（ASM，1964c；Iron and Steel Inst.Jap.，1982）是这样一种工艺。它通过气体燃烧器快速地将钢的表面加热。这一处理的主要目的是表面硬化。火焰硬化钢的性能一般与感应硬化钢相似。它们的小差别是火焰硬化能产生较深的硬化层，因面其硬度曲线的坡度比感应硬化较平缓。铁路车轮的表面硬化是这一工艺的主要用途之一，而且在这里是用一个固定的火焰头和旋转的构件来进行火焰硬化的。

4.6.6 包装渗镀

包装渗镀（Iron and Steel Inst. Jap.，1982；Japan Inst. Met.，1971；Rapp，1989；Rapp等，1986）是在钢的表面形成一个铬、铝或硅扩散层的处理工艺。它们分别被称为渗铬、渗铝或渗硅。这一处理方法的主要目的是改善耐蚀性。渗铬时，由于形成铬的碳化物或氮化物，特别是当渗铬与渗碳（Arai和Anraku，1988；Shinohara等，1988）或渗氮（Shinohara等，1988）相结合时，构件表面变得非常硬，如图4-25所示。



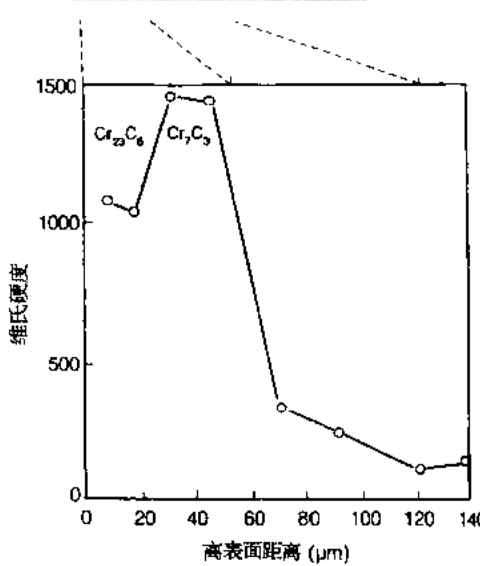


图4-25 在1050℃同时渗碳和渗铬硬化的2.25wt.%Cr，1.0wt.% Mo钢表面硬度分布

包装渗镀通过从填料生成的所需元素的挥发性卤化物气体的扩散实现构件的镀覆。充填料由主合金、激活剂和渗镀粉末组成。主合金含有要沉积的元素，并添加一种惰性粉末，如Al_2O_3以避免整个充填料的烧结。活性气态卤化物，例如渗铬用的$CrCl_2$、渗铝用的$AlCl_3$和渗硅用的$SiCl_4$，是通过激活剂与主合金的反应生成的。实际上，NH_4Cl和NaCl常被用作激活剂。构件埋入装有充填料的钢制容器中，容器放在炉中加热。在加热过程中，向容器引入H_2或Ar气以避免构件和主合金的氧化。

4.7 参考文献

Andrews. K. W. (1965). *J. Iron Steel Inst. London* 203, 721.

Arai. T., Anraku. T. (1988), *Current Advances in Materials and Processes*, Report of Iron Steel Inst. Jap. Meeting, Vol. 1.

p. 917.

Archer. R. S., Crosly, V. A., Timmons, G. A. (1956), *Iron Age* 177, 92.

Asimow. M., Craig. W. F., Grossman, M. A. (1941), *SAE Trans*. 49. 283.

ASM (1955), The ASM Committee on Carburizing (1955), *Metal Progress* 68, 132.

ASM. *Metals Handbook*, 8th Edition, Vol. 2 (1964): (a) p. 36. P. 58 and P. 63. (b) p. 55, (c) p. 93.

ASM. *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation*. Diagrams (1977).

Beswick. J. (1984), *Metall*. *Trans*. 15 *A*. 299.

Blondeau. R., Maynier. Ph., Dollet. J. (1973). *Memoires Scientifiques Rev*. *Metallurg*. 70. 883.

Boyd. L. C., Field. J. (1945), in: *Calculation of Standard End-Quench Hardenability Curve from Chemical Composition and Grain Size*; AISI Contribution to the Metallurgy of Steel. No. 12.

Boyd. W. H. (1954). *Metal Progress* 66. 86.

Breen. D. H. Walter. G. H.. Sponzilli. J. T. (1973), *Metal Progress* 103. 83.

Breen W. H., Walter. G. H., Sponzilli. J. T. (1973), Metel Progress 103. 83.

Brophy, G. R., Miller. A. J. (1949), *Trans*. *ASM* 41. 1185.

Bruscato. R. (1970), *Welding J*. 49. 148 S.

Burns. J. L., Moore. T. L.. Archer. R. S. (1938), *Trans*. *ASM* 26. 1.

Carney. D. J. (1944), *Trans*. *ASM* 46. 758.

Chatterjee-Fisher. R. (1978), Metall. Trans. 9 A, 1553.

Cias, W. W. (1972), *Phase Transformation Kinetics and Hardenability of Medium Carbon Alloy Steels*, Climax Molybdenum Co.

Cullen, O. E. (1954), *Metal Progress* 66, 114.

Debarbadillo. J. J., Rense. A. W., Stout. R. D. (1967), *Welding J*. 46. 336 S.

Delbard, G., Constant. A., Clere, A. (1953), *Courbes de Transformation des Aciers de Fabrication Fransaise*, (Ⅰ) (Ⅱ) (Ⅲ) (Ⅳ): IRSID.

deRetana, A. T., Doane. D. V. (1971), *Metal Progress* 100, 65.

Diesburg, D. E., Eldis. G. T. (1978), *Metall*. *Trans*. 9 A, 1561.

Economopoulos. M., Lambert, N., Habraken. L. (1967), *Diagrammes de Transformation des Aciers Fabriques dans le Benelux*: *CRM*.

Frankel, H. F., Bennet. J. A., Pennington, W. A. (1960), *Trans*. *ASM* 52. 257.

Genin. J. M. R., Flinn, P. A. (1968), *Trans*. *AIME* 242, 1419.

Grange. R. A., Carvey. T. M. (1946), *Trans*. *ASM* 37. 136.

Grange. R. A. (1961), *Metal Progress* 79, 474.

Grange. R. A. (1966), *Trans*. *ASM* 59, 96.

Grange. R. A. (1971), *Metall*. *Trans*. 2, 65.

Grange. R. A. (1973), *Metall*. *Trans*. 4, 2231.

Grange. R. A., Hirbal. C. R., Porter. L. F. (1977), *Metall*. *Trans*. 8*A*. 1775.

Grossman. M. A., Asimow. M., Urban. S. F. (1939), *Hardenability of Alloy Steels*: *ASM*. p. 124.

Grossman. M. A. (1942), *Trans*. *AIME* 150. 227.

Gunnarson, S. (1963), *Metal Treatment and Drop Forging*. 6. 219.

Hatomura. T., Shiga, C., Kamata, A., Ohashi. N. (1979), *Tetsu-to-Hagane* 65, 486S.

Hawthorne. J. R. (1972), *Welding J*. 51, 369S.

Hirotsu. Y., Nakazawa. S. (1972), *Acta Metall*. 20, 645.

Hodge. J. M., Orehoski. M. A. (1946), *Trans*. *AIME* 167, 627.

Hoffman. D. W. (1970), *Acta Metall*. 13, 819.

Hollomon. J. H., Jaffe. L. D. (1954), *Trans*. *AIME* 162, 223.

Hollomon. J. H. (1946), *Trans*. *ASM* 36, 473.

Hotchkiss. A. G. (1954), *Metal Progress* 66, 81.

Houdremont. E., Schrader. H. (1935), *Arch*. Eisenhüttenwes. 8. 92.

Hultgren. A. (1947), *Trans. ASM* 39, 820.

Inoue. K., Shima. Y. (1969), J. *Jpn. Inst. Met*. 33, 755.

Inoue. T. (1980), *Tetsu-to-Hagane* 66, 1532.

Inoue. T. (1989), *Nishiyama Memorial Lecture*: J. *Iron Steel Inst. London*, Oct., p. 215.

Iron. Steel Institute (London) (1956), Atlas of Isothermal Transformation Diagrams of B. S. En. Steels. *ISI Special Report No*. 56.

Iron and Steel Inst. of Jap. (1969), *Heat Treatment of Steel*. Tokyo: Maruzen; p. 46.

Iron and Steel Inst. of Jap. (1980), *Prediction of Hardenability*; Report of Materials Research Committee.

Iron and Steel Inst. of Jap. (1982), *Iron and Steel Handbook*. Vol. VI; Maruzen; p. 563.

Iron and Steel Inst. of Jap. (1988), *Proceedings of International Conf. on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals*. Tokyo; p. 438.

Iron and Steel Inst. of Jap. (1989a), *Continuous Cooling Transformation Diagrams after Hot Deformation, Supplement of Report on Transformation Behavior of Steel*. Materials Research Committee of Iron Steel Inst. Jap.

Iron and Steel Inst. of Jap. (1989b), *Symposium on Prediction and Characterization of Properties of Steel*. Current Advances in Materials and Processing. Report of the Iron and Steel Inst. of Jap. Meeting. Vol. 2. p. 672.

Irvine. K. J., Pickering. F. B. (1960), *J. Iron Steel Inst. London* 194, 137.

Ito. Y., Nakanishi. M. (1972), *The Sumitomo Search* 7, 27.

Jack. K. H. (1951), J. *Iron Steel Inst. London* 170, 248.

Japan Inst. Met. (1971), *Metal Handbook*, Third Edition. Jap. Inst. Met., Tokyo; Maruzen; p. 1684.

Jatczak. C. F. (1973), *Metall. Trans*. 4, 2272.

Jominy. W. E. (1941), *Metal Progress Dec*., 911.

Jominy. W. E. (1964), *Metal Progress* 85, 70.

Just. E. (1969), *Metal Progress* 96, 87.

Kamada. Y., Ohtani. H., Nakasato. F. (1985), in: *Report on the Effect of Purification of Steel on the Fracture and Toughness*: Materials Research Committee of Iron and Steel Inst. Jap; p. 99.

Kapadia. B. M., Brown. R. M., Murphy. W. J. (1968). *Trans. AIME* 242, 1689.

Kasai. Y., Ohta. H., Naruse. T. (1981), *Electric Steelmaking Process* 52, 58.

Kinoshita. S., Ueda. T., Suzuki. A. (1972), J. of Jap. *Inst. Met*. 36, 403.

Kirkaldy. J. S. (1973), *Metall. Trans*. 4, 58.

Kiyonaga. K., Okuno, T. (1960), J. *Jpn. Inst. Met*. 24, 727.

Kondo. M. (1966), *J. Jap. Soc. Heat-Treat*. 6, 324.

Kowaka. M., Yamanaka, K., Nagata, S.. Fujii, Y. (1980), *Iron and Steel Engineer* 29, 25.

Kramer. I. R., Siegle, S., Brooks, J. G. (1946), *Trans. AIME* 167, 670.

Krauss. G. (1978), *Metall. Trans*. 9*A*, 1527.

Kunieda. M. (1973), *Tetsu-to-Hagane* 60, 279S. 605S.

Kunitake, T., Kato. T. (1964), *Tetsu-to-Hagane* 50, 666.

Kunitake. T., Ohtani, H. (1967), *Tetsu-to-Hagane* 53, 1280.

Kunitake. T., Sugisawa, S. (1971), *The Sumitomo Search* 5, May, 16.

Kusunoki. M., Nagakura. S. (1981), *J. Appl. Cryst*. 14, 329.

Lamont. J. L. (1943), *Iron Age* 152, 64.

Law, N. C., Edmonds, D. V. (1980), *Metall. Trans*. 11*A*, 33.

Leslie, W. C. (1982), *The Physical Metallurgy of Steels*; McGraw-Hill International Co; p. 68.

Low Jr., J. R. (1964). *Fracture of Engineering Materials*; ASM. p. 147.

Maitrepierre. Ph., Thivellier, D., Tricot, R. (1975), *Metall. Trans*. 6, 287.

Manning. G. K. (1946), *Metal Progress* 50, 647.

Matsuoka. T. (1975), *Metall. Trans.* 6A. 1613.

McMahon Jr., C. J. (1967), *Temper Embrittlement in Steel*; ASM STP. 407.

Melloy. G. F., Roe. C. W., Romeril, R D. (1967). *Blast Furnace and Steel Plant*, Jan.; p. 21.

Melloy. G. F., Slimmon. P. R., Podgursky. P. P. (1973), *Metall. Trans.* 4, 2279.

Miyano. K., Adachi T. (1970), *Tetsu-to-Hagane* 56, 485S.

Miyoshi. E., Kunitake. T., Okada, T., Kato. T. (1965), *Tetsu-to-Hagane* 51, 2006

Mocarski. S. (1970), Metal Progress 98, 96.

Müller, T. (1958), *Turferrit Hausmitteilungen* 31, see Shionoya. M. (1970), *J. Jap. Soc. Heat-Treat.* 10, 381.

Murray, J. D. (1967), *British Welding* J. 14, 447.

Nehrenberg, A. E, Payson. P., Lillys, P. (1955), *Trans. ASM* 47, 785.

Neumann. F. K. (1965), *Arch. Eisenhüttenwes.* 36, 677.

Nishioka, K., Hirakawa. K., Toyama, K. (1978), *Proceedings of Fatigue Symposium*, Nov.; Tokyo: Mater. Soc. of Jap.; p. 16.

Oakley, P. J. (1981). *The Welding Institute Research Bulletin* 22, Jan.; p. 4.

Oda. T., Yanagimoto, R. (1969), *Heat Treatment of Steel*; Iron Steel Inst. Jap., Tokyo: Maruzen: p. 49.

Ogawa, K. (1950), J. Jap. *Inst. Met.* B14 (12), 70.

Ohmori, Y. (1973), The *Sumimoto Search* 9, 31.

Ohmori, Y., Ohtani, H., Kunitake, T. (1974). *Met. Sci.* 8, 357.

Ohtani, H., Kunitake, T., Terasaki, F. (1972), *Trans. Iron Steel Inst. Jap.* 12, 118.

Ohtani, H., Hashimoto, T., Sumitomo, Y., Sawamura, T., Nakano, N. (1980), *Tetsu-to-Hagane* 66, 485S.

Ohtani. H., Kawaguchi, Y., Nakanishi, M., Katsumoto. N., Seta. I., Ito. Y. (1981), *The Sumimoto Search* 26, 62.

Ohtani. H., Nakasato, F., Murayama. J., Kanbara. S. (1982), *Tetsu-to-Hagane* 68, 1274S.

Ohtomo. A. (1971), *Surf. Treatment Tech.* 22, 343.

Okamoto. T., Takahashi, S., Hino. T., Nakai, S. (1982), *Tetsu-to-Hagane* 68, 1369.

Okazaki. T., Hasegawa, K. (1980), J. *Kansai Shipmaking Soc.* 178, 113.

Perrine. R. J. (1954), *Metal Progress* 66, 89.

Post. C. B., Greene, O. V., Fenstermacher, W. H. (1942), *Trans. ASM* 30, 1202.

Rapp, R. A., Wang, D., Weisert, T. (1986), *Proceedings of a Symposium on High Temperature Coatings*; Khobaib, M., Krutenat, R. C. (Eds.), The Metallurgical Society AIME; p. 136.

Rapp. R. A. (1989). *Corrosion* 89. paper No. 532.

Rellick. J. R., McMahon Jr., C. J. (1974), *Metall. Trans.* 5, 2439.

Richman. R. H., Landgraf, R. W. (1975), *Metall. Trans.* 6A, 955.

Rose. A., Hougardy, H. P. (1972), *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle.* (2): Max Planck Institute.

Ryan, A. R. (1959), Metal Progress 76, 146 and 154.

Sarno. P. A., Havens, F. E., Bowley, D. L. (1970), *Materials Eng. Congress*, Oct., Cleveland: ASM.

Seo, S., Furusawa. K., Yajima. E. (1970), *J. Jap. Inst. Met.* 34, 576.

Seo. S., Miyazaki. T., Yajima. E. (1970). *J. Jap. Inst. Met.* 34, 581.

Shinohara. S., Hiromatsu. K., Masuyama. F. (1988), *Current Advances in Materials and Processes*. Report of Iron and Steel Inst. Jap., Vol. 1, pp. 912 and 913.

Siebert. C. A., Doane. D. V., Breen. D H. (1977), *The Hardenability of Steels*, Metals Park. Ohio: ASM.

Speich. G. R. (1969), *Trans. AIME* 245, 2553.

Sponzilli, J. T., Keith. C. J., Walter, G. H. (1975), *Metal Progress* 108, 86.

Steven. W., Haynes. A. G. (1956), *J. Iron Steel Inst. London* 183, 349.

Stratton. J. A. (1941). *Electromagnetic Theory*; New York: McGraw-Hill Book Co., p. 504.

Takijima. N. (1962). *J. Jap. Inst. Met.* 28, 91

Tokizane. M., Matsumura. N., Tsuzaki. K., Maki, T., Tamura. I. (1982). *Metall. Trans.* 13A, 1379.

Tompson. M. R. (1931), *Trans. Am. Electrochem. Soc.* 60, 35.

Tsumura. T., Kamada. Y., Tanoue, S., Ohtani. H. (1984). *Tetsu-to-Hagane* 70, 1993.

Tsumura. T., Okada, Y., Ohtani, H. (1986), *Tetsu-to-Hagane* 72, 233.

Tsumura, T., Nakasato, F., Fujita, M., Kamada. Y., Ohtani, H. (1987). *Sumitomo Metals* 39, 105.

Tsumura, T., Ohtani, H. (1988), *J. Jap. Soc. Heat-Treat.* 28, 213.

U. S. Steel (1959). *Atlas of Isothermal Transformation Diagram.*

Wada. T., Doane. D. V. (1974). *Metall. Trans.* 5, 231.

Wasa. M. (1972), *J. Jap. Soc. Heat-Treat.* 12, 236.

Watanabe. S., Kunitake. T. (1975). *Tetsu-to-Hagane* 61, 828.

Weinmann. E. W., Thomson. R. F., Boegehold. A. L. (1952), *Trans. ASM* 44, 803.

Welchner. J. (1943). *Metal Progress* 43, 889.

Wever, F., Rose. A. (1954), *Stahl u. Eisen* 74, 754.

Wever. F., Rose. A. (1958), Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, (1): Max Planck Institute.

Williamson. D. L., Nakazawa. K., Krauss, G. (1979), *Metall. Trans.* 10*A*, 1351.

Woodfine, B. C. (1953), *J. Iron Steel Inst. London* 173, 229.

Yamada, M., Niikura, M., Tanaka, J., Ichinose, H. (1975), *Tetsu-to-Hagane* 61, A41.

Yano, S., Sakurai. H., Mimura, H., Wakita. N., Ozawa. T., Aoki, K. (1973). *Tetsu-to-Hagane* 59, 752.

5 热机械控制工艺

Isao Kozasa

Steel Research Center, NKK Corporation, Kawasaki, Japan

（庞干云 章洪涛 译）

目录

符号与缩语表

符号	含义
A，B，C，D，E，F	常数
d	铁素体晶粒直径
d_0	初始再结晶晶粒直径
d_{rex}	再结晶晶粒直径
d_s	亚晶直径
D_γ	奥氏体晶粒直径
D_{eff}	有效晶粒直径
f	体和分数
K，k，k'	常数
k_y	常数
m，n	常数
N_1	单位长度的截距次数
N_v	单位晶界面积的成核频数
S_v	有效界面面积
$S_{v \cdot gb}$	晶界的界面面积
$S_{v \cdot db}$	变形带界面面积
T	温度
f	板厚
t	时间
Z	Zener-Hollomon 参数
$\dot{\varepsilon}$	应变速率
ε_p	峰值应变量
ε_s	稳态应变量
σ_d	位错强化
σ_0	摩擦应力
σ_p	流变应力峰值
σ_{ppt}	沉淀和弥散强化
σ_s	流变应力
σ_{ss}	固溶强化
σ_y，σ_{y1}，σ_{y2}	屈服应力
θ	形变带与板厚间的夹角
ρ	形变带的密度
Φ	可变函数
AcC	加速冷却
ASTM	美国材料试验协会
CCT	连续冷却转变

CE	碳当量
CR	控制轧制
CV	常规
DQ	直接淬火
FATT	断口形貌转折温度
HIC	氢诱导裂纹
HSLA	低合金高强度
IAC	间断加速冷却
RCR	再结晶控制轧制
RPTT	再结晶-沉淀-温度-时间
TMCP	热机械控制工艺
TMC	热机械处理

5.1 前　　言

·p.186·

5.1.1 什么是热机械控制工艺

采用热加工使金属得到所需形状的技术已有几百年历史了。当今热变形的目的不仅要获得所期望的尺寸，而且通过周密的工艺设计，还要提高钢材的性能。热机械处理（TMT）是利用制造时热和形变的作用以提高各种性能的工艺过程的统称，它包括当今许多实际应用的工艺。控制轧制在结构钢钢板的生产中已经实施了近40年。它是属于热机械处理这一总范畴的工艺技术。为了进一步提高力学性能，近来又把热轧后的在线加速冷却（AcC）纳入控制轧制之中。这些专门工艺过程，可以单独实行或者联合采用，通常能有效地细化微观组织。这些工艺过程都有坚实的科学依据。

热机械控制工艺（TMCP）是包括控制轧制和加速冷却的这个现代工艺的名称。该工艺用于屈服强度为400—600MPa，甚至更高的结构钢的生产。TMCP当今是一种综合性的技术，所有的制造因素如化学成分、加热、热轧和冷却都达到了最佳化，其应用范围现已扩展到钢板以外的产品领域。

结构钢中，细化微观组织是改善强度同时又改善低温韧性的唯一方法，且与微观组织的类型无关。TMCP最初是以优化热轧工艺条件来获得一般晶粒的细化。普通的控制轧制采用低于一般轧制的加热温度和轧制温度，图5-1。这些温度的改变是依据要求的力学性能而定的。对于要求严格的产品，其再加热温度可低到通常正火热处理的温度（900℃）（见第4章）。不管怎样，由控轧得到的力学性能，远远优于那些相同化学成分的正火或淬火加回火钢的性能。这是由于控制带来特别有效的晶粒细化的缘故。加速冷却是在控轧之后以约10℃/s的典型冷速下，通过750—500℃相变温度区。

在Ar_3温度之上开始进行，图5-1。这种工艺进一步细化了微观组织，有时，微观

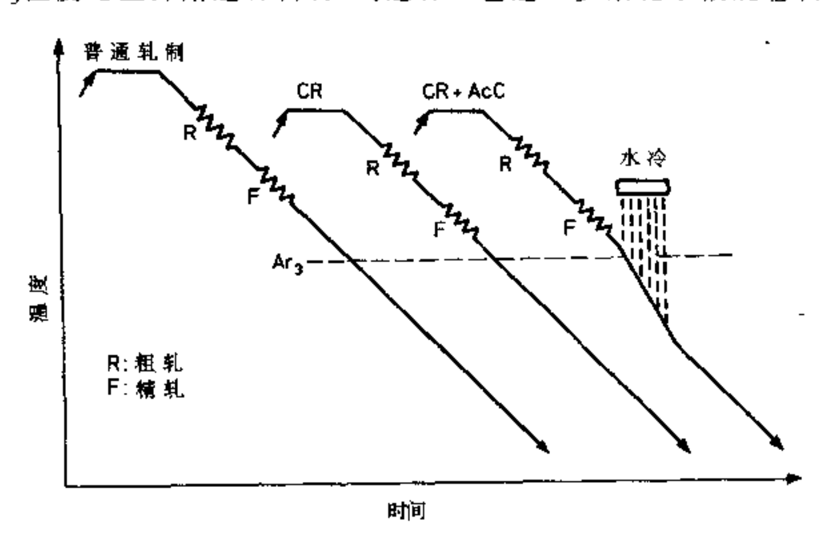


图5-1　轧制规程的图示说明，CR控制轧制，AcC加速冷却

组织由铁素体变为奥氏体。

5.1.2 历史背景

5.1.2.1 1960 年前

·p.187·

TMCP 实质上是建立在以热变形及随后冷却条件的相互影响，以及这些工艺对最终微观组织的影响的知识基础之上的。早在 19 世纪晚期和 20 世纪初，研究人员（如 Stattman，1892；Oberhoffer，1913；Hanemann 和 Lucke，1925）就对上述课题感兴趣。他们的研究和其它有关的研究，当时还找不到重要的工业应用，但这些研究可能为后人作参考。根据 Vanderbeck 的报道（1958），二战结束后，几个欧洲国家（荷兰、比利时和瑞典）在钢铁工业的轧板机上初次系统地采用控制轧制。二战期间全焊接构件的自由号系列货轮遭到了灾难性的脆裂破坏。由此普遍认识到用铝镇静以细化结晶组织的重要性，以及正火热处理是必不可少的。在这些欧洲国家，采用控制轧制来替代正火。一个典型的做法，就是在低温 900℃以下，轧制 3—6 个道次，使厚板的累积变形达 20%—30%。这就形成了当今控轧的原型。

5.1.2.2 1960—1970 年

50 年代后期发现，添加少量的铌能有效地提高钢的强度（见第 8 章）。因而在 60 年代铌被广泛地用来生产高强钢，尽管用普通的热轧工艺生产的铌钢有使低温韧性变差的倾向。在北美和澳大利亚两个国家，在生产大口径管线用材上，为改善韧性在采用控轧技术方面做了许多工作。那时控轧的有利影响是用细化奥氏体晶粒来解释的，正好在 Ac_3 温度以上热变形后再结晶时导致奥氏体晶粒的细化（Grange，1964）。

与此同时，60 年代中期英国钢铁研究协会（BISRA）也完成了一系列控制轧制的基础研究项目。作为研究的结果，无珠光体钢和少珠光体钢被开发出来，其中铌或钒微合金元素和控制轧制都是使低碳高强度钢得到良好韧性所不可缺少的因素（Duckworth，1964；Duckworth 等，1965）。

英国钢铁协会研究人员在试验用小型棒材轧机上曾作过控制轧制的研究。对铌阻碍奥氏体再结晶作用和混晶组织的出现都曾有过报道（Phillips 和 Chapman，1966；Irani 等，1967；Jonas 和 Rothwell，1968；Pristner 等，1968）。上述结果和英国其他人员（Irvine 等，1970）的工作有助于人们对控制轧制和微合金化钢有更好的理解。

·p.188·

5.1.2.3 1970—1980 年

70 年代，微合金化的高强低合金钢（HSLA）得到大量应用，全世界都推广应用控制轧制技术。那时控轧技术最辉煌的成就之一可能是 1969—1970 年为阿拉斯加管线项目生产的，具有优良低温韧性的大口径管线用钢。控制微观组织细化机制成了许多研究对象。在此阶段内积累了大量有用的资料。业已清楚，再结晶细化奥氏体不是细化铁素体的唯一机制，而低于奥氏体再结晶温度的形变奥氏体，由于大量增加了铁素体的形核

数量，提高了在 γ→α 相变过程中细化铁素体的能力（Kozasu 等，1977）。因此低于奥氏体再结晶温度的累积轧制压下量，被认为是控轧应用中的一个重要参数。

5.1.2.4 1980—1990 年

80 年代初，日本的一套板轧机首先建立了在线速冷系统（Tsukada 等人，1982 年）。这是一个既能提高强度而又无损于韧性的措施，由此可用合金元素低的或碳当量低的化学成分而得到高强度。此后，世界上许多板轧机都安装了同样的冷却设备，并与控轧联合应用。据此情况，单独控轧或单独控冷本身都不能作为生产现代结构钢的完整技术，从而热机械控制工艺（TMCP）这一术语是指控轧同时还要控冷的工艺。

现有的某些板轧机的能力不能在低温下进行大变形轧制，而这种低温大压下轧制又是普通控轧所要求的。为迎合这类轧机又开发出了再结晶控制轧制（RCR）。它要求在奥氏体再结晶温度以上完成轧制，以获得适中的晶粒细化（Roberts 等，1984 年）。尽管这种轧制可能对性能的改善效力较低，但仍不失为一种有用的技术。

近来，采用少于 0.02%Ti 的加人量（这需要细心控制），可导致非常细小的 TiN 颗粒的析出（Pickering，1990 年）。在再结晶控轧时，这些细小的 TiN 颗粒对阻碍再结晶奥氏体晶粒的长大极为有效。由于这种奥氏体相变时形成的铁素体晶核大量增加，导致铁素体晶粒的细化达到最佳，当前 TMCP 不只限于钢板轧制，而且也在带钢、棒材和型钢的轧制上得到应用。

5.1.3 热机械控制工艺过程冶金机制的概括

·p.189·

结构钢的铁素体晶粒尺寸，在连续冷却条件下常因 γ→α 相变而得到细化，因为铁素体晶粒成核于奥氏体晶界上，由于长大中的铁素体晶粒的碰撞，晶粒的长大受到限制。除了冷却速度过低外，铁素体晶粒的数量要比原始奥氏体晶粒的数量多得多。正如图 5-2 中所说明的，为了形成大量的铁素体晶核，控轧期间首先调制好相变前的奥氏体（Kozasu 等，1977 年）。随后采用加速冷却控制，以降低奥氏体的相变温度，使已调制好的奥氏体内铁素体形核数量进一步增大（Kozasu，1986 年）。约在 900—950℃以上，热变形后的奥氏体再结晶速率与变形温度和变形量有关，当轧制温度处在奥氏体再结晶温度范围的下限区域，铁素体和奥氏体一样都得到细化。

当轧制变形处在奥氏体未再结晶区内的较低温度下进行时，奥氏体晶粒则被拉长，单位体积内晶界的表面面积增大，导致铁素体的形核能力和形核位置数量增加。由于未再结晶内的变形，奥氏体内产生线性特征，即常称之谓变形带。这个变形带也可作为铁素体形核地。由于形核位置的大量增加，细晶粒的变形奥氏体可以转变成非常细小的铁素体。在再结晶温度以下随着累积变形量的增加，这种细化晶粒的作用也增强。这种累积变形量的大小与力学性能的改善程度密切相关。

人们知道，再结晶奥氏体的加速冷却，可以在一定程度上细化铁素体晶粒，但作用并不显著。然而未再结晶奥氏体的加速冷却能在奥氏体晶粒内部能进一步激活大量的铁素体形核，变形带形核除外，所有这些因素对铁素体晶粒的细化都有迭加作用。加速冷却还使相变组织产生变化，细小弥散的贝氏体体积分数增加，珠光体减少，从而提高了

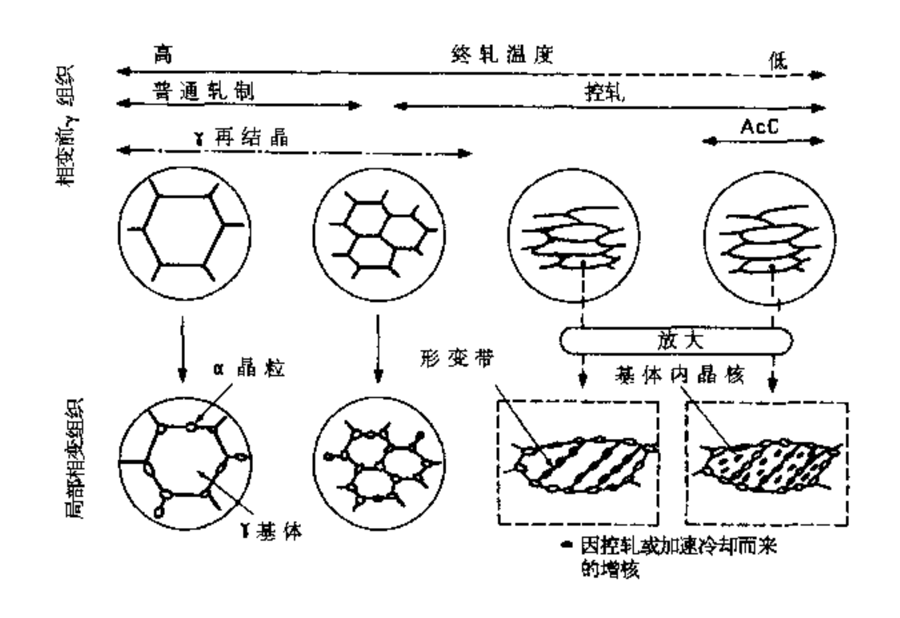


图 5-2　为了表示 γ→α 相变期内何处出现铁素体晶核，以图示说明热轧期间的奥氏体内和部分转变微观组织内的组织变化

强度。

·p.190·

添加微合金元素可以增强所有 TMCP 的作用（见第 8 章）。尤其是铌，它能提高奥氏体的再结晶温度，得到更多的未再结晶奥氏体晶粒。此外，固溶铌可以提高淬硬性，改变相变特点，生成更细的铁素体，增加贝氏体的体积分数。钒具有相似的提高淬硬性的作用。不过，它的碳化物和铌的碳化物相比具有更大的溶解度，因而更易于起到沉淀强化的作用。然而，钒不可能像铌那样有效地提高奥氏体再结晶温度，并因此在一般轧制条件下对未再结晶奥氏体晶粒的形成作用较小。

5.2　控轧和加速冷却

5.2.1　控轧的实施

5.2.1.1　一般机制

正如前节所述，控轧的作用在于有意地将微观结构的不均匀性引入奥氏体中。而这些不均匀性在其后的相变过程中起到铁素体形核的作用，原则上结构的改变导致相变时形成细小铁素体晶粒是通过以下措施实现的：

(1) 尽可能降低加热温度，轧制前就得到细小的原始奥氏体晶粒；

(2) 优化中间道次的轧制规程（如 900℃以上），通过重复再结晶来细化奥氏体晶粒；

(3) 在再结晶温度以下奥氏体的变形导致晶粒拉长，增加单位体积的晶界表面面积和引入变形带。

显而易见，细化铁素体晶粒的上述三个措施作用是可以迭加的。结构钢中铁素体晶

粒尺寸和力学性能之间的关系早已建立，但只是经验关系，理论性不强。屈服强度常用Hall-Petch公式说明（Hall，1951年；Petch，1953年），例如

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-\frac{1}{2}} \tag{5-1}$$

式中，σ_y，σ_o，K_y 和 d 分别为屈服强度、摩擦应力、常数和铁素体晶粒直径。冲击断口形貌转折温度（FATT）常以冲击断口50%纤维状来评判。可以用Cottrell-Petch公式来描述（crachnell和Petch，1955年；Cottrell，1958年），而其简化式表示如下：

$$\mathrm{FATT} = A - B \cdot d^{-\frac{1}{2}} \tag{5-2}$$

式中，A，B 为常数。实际上，FATT受细小的析出物强化效应的影响，并受其它微观组织成分，如珠光体、贝氏体和非金属夹杂的数量和形貌的影响。通常细小的析出物和第二相颗粒引起FATT的恶化。

·p.191·

图5-3表示用简化的实验室轧制规程得到的终轧温度和铁素体晶粒尺寸、强度以及FATT之间的一般关系，试验钢为：0.18wt%C—1.36wt%Mn钢。此例中，轧制的总压下量相同，随着终轧温度的降低，每一道次的轧制温度都有相对的降低。尽管现场轧板时的轧制规程更为复杂，此试验数据还是很好地模拟了实际情况。

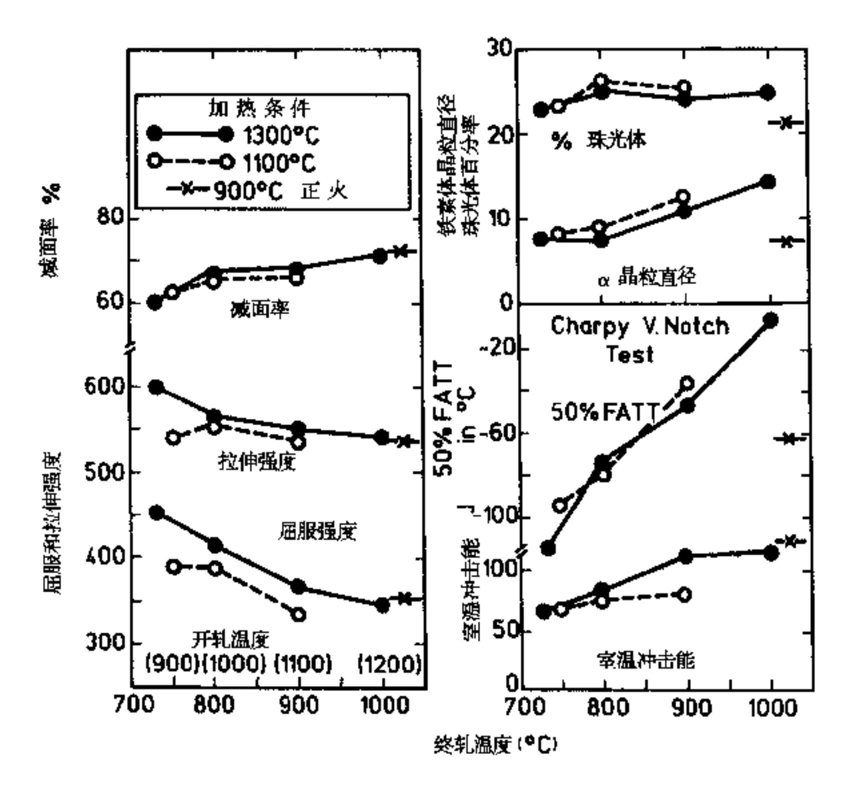


图5-3 终轧温度对微观组织和力学性能的影响，钢种为（重量百分数）0.18%C，1.36%Mn钢（Kozasu，1972）。该钢种在试验室轧了9道次，道次压下量在20%以上，温降200℃

图5-4表示C—Mn—Nb钢的铁素体晶粒尺寸和强度、FATT之间的关系，加热温度和终轧温度均示于每个数据点旁边。通常认为FATT的改善要比强度更为明显。通常，轧制要在γ→α相变温度以上完成，但有时轧制温度降至（γ+α）区（两相区轧制），甚

至进入铁素体区（温轧）。

·p.192·

在这些情况下，由于不同的位错亚结构使铁素体进一步强化导致强度进一步提高。铁素体区内的过量轧制导致铁素体的过度强化而使韧性变坏，FATT 升高。

在大生产的轧板厂里，轧机的配置（单机架或双机架）和它们轧制能力大小不等。其相应的轧制操作也就有差别。

不管怎样，整个轧制过程可以分为三个阶段，加热、粗轧和精轧。根据定义，控制轧制中的粗轧和精轧处置，并非一定就是要在粗轧和精轧机上分别进行。精（终）轧要求在特定的轧制温度以下给出所需的轧制变形量，并在规定的终轧温度完成轧制。粗轧是指精轧之前的轧制。常在粗、精轧之间需要一段待温时间，使中间坯冷到规定的精轧开始温度。适用于上述三个阶段的基本原理如下：

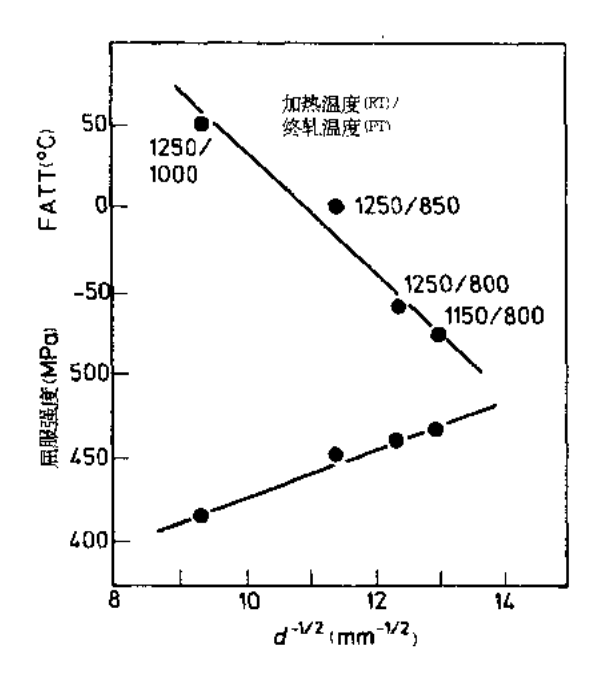


图 5-4 屈服强度和 FATT 对晶粒尺寸的依从性（Matsubara 等，1972），采用重量百分数为 0.14%C，1.3% Mn 和 0.034%Nb 钢，在试验室内由 60mm 轧到 12mm。图中（RT）：加热温度；（FT）：终轧温度；d 为以 mm 表示的铁素铁晶粒尺寸

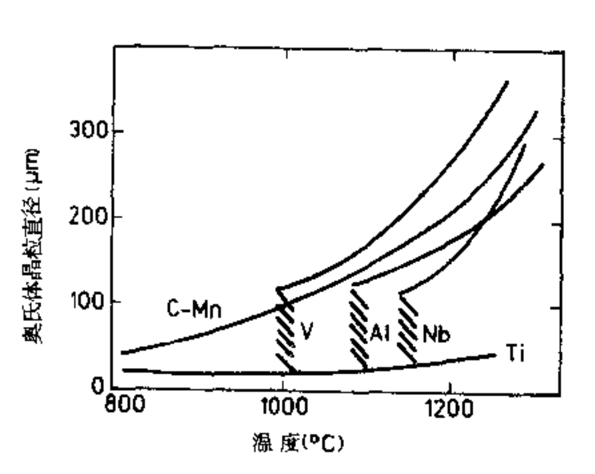


图 5-5 含有不同合金元素的钢的奥氏体晶粒的粗化特性（Speich 等，1984）

(a) 加热：加热温度决定初始的奥氏体晶粒尺寸。如图 5-5 所示，加热温度越低，奥氏体晶粒尺寸越小。为减小轧制力和动力消耗，普通轧制的加热温度高达 1250℃。当钢板的性能要求不太严格时，那么为了确保要求的终轧温度，采用常规的加热温度，以适当留出待温所需的时间余量。

若技术条件要求的性能，尤其是低温韧性，要求严格时，常规的加热温度就不符合要求了，因为原始奥氏体晶粒粗大，同时为达到精轧开轧温度所需的待温时间过长。在此情况下，可把加热温度降到 1150℃。在极端情况下，甚至要降至 950℃，以求得到更细的初始晶粒和缩短待温时间。

在 950℃低温加热的情况下，粗轧和精轧二个阶段几乎连在一起，没有待温时间。已经有过报道，高的粗轧温度导致长的待温时间，再和低的精轧开轧温度相配合，引起含铌钢中在 $\gamma\to\alpha$ 相变后产生混晶组织，因此应当避免这种情况（Irani 等，1967 年）。

·p.193·

另一方面，在加热温度很低而且仅只一次加热，轧制的总压下量受到很大的限制。那样供坯的厚度必须减小。此外，如铌微合金钢，低温加热导致许多 NbC 未能溶解，从而限制了 NbC 析出强化的能力。

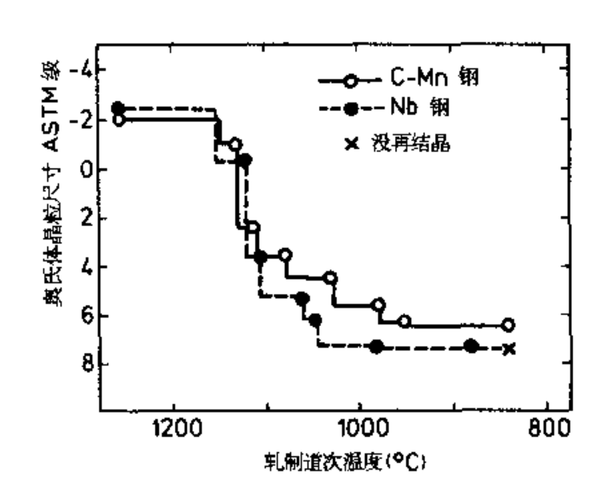


图 5-6 多道次轧制的奥氏体晶粒尺寸的变化（Sekine 和 Maruyama，1974）。所用钢种成分（重量%）：0.10%C—1.4%Mn 和 0.10%C—1.4%Mn—0.05%Nb。热轧后经 7s 水淬和道次间隙时间为 7s

（b）粗轧：粗轧道次的功能是利用道次间的重复再结晶逐步细化奥氏体晶粒，见图 5-6。变形前奥氏体晶粒越细，再结晶后奥氏体晶粒则更细，相类似的情况为：轧制温度越低，再结晶奥氏体晶粒越细，因为低温再结晶后的晶粒长大受到限制。

实践中，情况还要复杂，因为任一道次的压下量，由于受轧机轧制力矩能力的限制，一般在 5%—15% 之间。因而每一道次之后不会发生完全再结晶，因为再结晶的驱动力过小。虽然这种情况没有详细分析过，部分再结晶组织中的残留加工硬化能在连续道次中积累起来，最终产生完全再结晶。

总的概括起来说，随着平均轧制温度的降低和各轧制道次的总压下量增大，奥氏体细化晶粒效果更显著。

（c）精轧：精轧的开轧温度不能明确确定，不过通常是在 950—850℃内，若低于这个温度范围，可能出现一定量的细小的再结晶奥氏体晶粒，但大部分形变奥氏体晶粒不再结晶。

尽管这两种微观组织的变化对细化铁素体都有贡献，未再结晶奥氏体晶粒的贡献要远为重要得多。未再结晶奥氏体对铁素体晶粒的细化作用和低于奥氏体再结晶温度下轧制道次的形变积累密切相关（Kozasu 等，1977 年）。当低温变形阻止了再结晶，钢的流变应力就会增大。在此低温区间，由于轧制力高和钢板的挠曲，单道次变形量被限制在 15%以下范围内。因此只是累积变形起到细化铁素体的作用，这一事实具有重要的现实意义。在精轧阶段，达到总压下量的轧制道次数量是无关紧要的。

·p.194·

终轧温度本身也说明，在奥氏体再结晶温度以下总压下量有多大。

终轧温度的重要性还表现在，要确定在那个区终轧，是在 γ 区，在（γ+α）区或在 α 区终轧。

5.2.1.2 中厚板轧机上的控轧

每个中厚板厂的具体条件决定实际操作的轧制参数。因而难以提出标准的轧制条件或确认的数据。根据要求的加工性能、钢的化学成分和板厚，控轧条件有所不同。因此应当根据具体的轧机和性能要求准确确定轧制条件。

表 5-1 和 5-2 提供了 20mm 厚钢板的控轧条件的例子。为了比较，同时进行了较宽

松的控轧、严厉的控轧和普通轧制三种轧制。表 5-1 和 5-2 分别表示双机架（粗轧和精轧机架）轧板厂及单机架轧板厂的轧制条件。作为一种常规，当强度要求较高和较低的 FATT 时，就一定要加大再结晶温度以下的累积变形量。有时未再结晶区域的轧制要分成两段或更多的控轧阶段来完成，如表 5-2 的 CR-2 和 CR + AcC 轧制方案。

表 5-1 典型的控制轧制（CR）和加速冷却（AcC）状况

所轧板厚为 20mm，其化学成分（wt%）为：0.12%C，1.4%Mn，0.025%Nb

类型[a]	CV	CR-Ⅰ	CR-Ⅱ	CR-Ⅲ	CR + AcC
加热温度（℃）	1200	1150—1100	1100	1100—1050	1100
板坯厚度（mm）	220	220	220	220	220
粗轧道次数	9	11	11	15	11
粗轧温度范围	1100—1000	1050—950	1050—950	1000—920	1050—950
延时	25	210	250	330	250
精轧开始温度	1020—1000	800	800	750	800
终轧厚度（mm）	100	50	67	67	67
（总 CR 压下量%）[b]		(60)	(70)	(70)	(70)
精轧道次数	6	7	9	12	9
终轧温度（℃）	100—950	770	770	700	770
AcC 开始温度（℃）	–	–	–	–	760
AcC 终止温度（℃）	–	–	–	–	550
冷速（℃/s）	0.8	0.8	0.8	0.8	8
50% FATT（℃）	– 15	– 75	– 85	– 85	– 85
屈服强度的变化量（MPa）	0（base）	+ 20	+ 20	+ 40	+ 50

a CV：普通轧制，CR-Ⅰ；中型 CR；CR-Ⅱ和 CRⅢ；重型 CR；
b（精轧开始厚度 – 终轧厚度）/（精轧开始厚度）×100；
轧制压下量（%/每道次）；
粗轧：5—13；
精轧：普通 25—35；CR10—18。

表 5-2 单台板轧机的控轧和加速冷却

轧制厚度为 20mm，化学成分（wt%）为：0.12%C，1.4%Mn 和 0.025%Nb

类型	CV	CR-1	CR-2[a]	CR + AcC
加热温度（℃）	1200	1200	1050	1050
总压下量（%）	–	50	75	75
低于的温度（℃）		900	780	790
总压下量（%）	–	–	50	50
在该温度以下（℃）			720	770
终轧温度（℃）	(900)[b]	800 – 850	670	750
控冷开始温度（℃）				740
控冷终止温度（℃）				550
冷速（℃/s）				12
50%FATT（℃）	– 20	– 30	– 100	– 85
屈服强度变化量（MPa）	0 (base)	+ 20	+ 100	+ 80
拉伸强度变化量（MPa）	0 (base)	+ 20	+ 50	+ 50

a. 在（α + γ）区终轧；
b. 估计值。

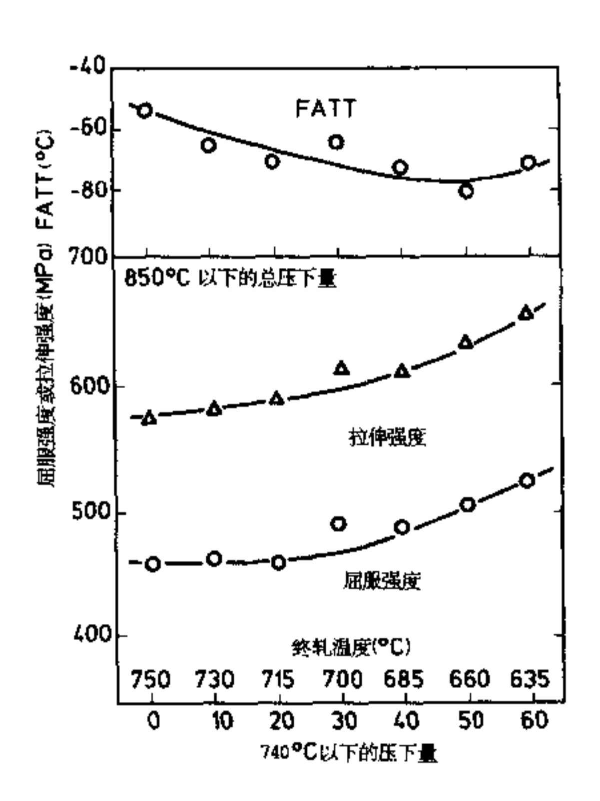


图 5-7 Ar_3 温度以下轧制压下量与力学性能的变化关系（Kozasu, 1984）。含有（重量%）0.17% C，1.6% Mn 成分的钢加热至 1150℃并在试验室条件下轧制。钢的 Ar_3 温度为 740℃

·p.195·

对于很低的 FATT，就必须降低加热温度，此时因加热过程中微合金碳氮化物不会充分溶解，微合金碳氮化物的沉淀析出强化作用减弱。对于厚板，如厚度超过 50mm，也必需采用低的加热温度，以减少精轧前的待温时间。因为这样厚的钢板冷却速度很慢，而且厚度方向的温度不均匀性相当大。有时为了缩短待温时间，在待温期间也进行水冷，但要注意，避免厚度方向过量的温度不均匀性。

当要求高强度时，可以选在 $\gamma+\alpha$ 区内或 α 区内精轧。通过引入铁素体位错亚结构以提强度，见图 5-7。对强度和韧性有综合要求情况下，精轧阶段的轧制必须严加控制，这种控制是建立在对 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变温度了解的基础上的。根据下式（Ouchi 等，1979 年），可以计算出 Ar_3 的温度：

$$Ar_3 = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo - 0.35\,(t-8) \qquad (5\text{-}3)$$

式中，元素含量以 wt%表示，t 为板厚（mm）。

·p.196·

5.2.1.3 热轧带钢轧机上的控轧

控制轧制已经扩展到热轧带钢厂。热轧带钢厂和中厚板厂不同，其区别在于前者的形变速率远高于后者（中厚板轧机一般为 10/s，而热轧带钢轧机则为 10^2/s），道次压下量也比中厚板轧机高。热轧带钢的轧制几乎是连续进行的，尤其是精轧机组部分。由于热带钢的强度能用卷取温度来控制，控制轧制主要用来改善结构件的低温韧性。控制轧制的终轧阶段，应该就是精轧机组的轧制（精轧机架）。因此，主要的控轧参数就是中间坯进入精轧机组的入口温度和厚度。为了能够控制轧制，必须将温度降下来。为了能得到足够的压下量，中间坯必须有足够的厚度。为了保证精轧机组的入口温度，往往需要降低加热温度。

表 5-3 给出了热轧带钢机组控轧的一些普通例子，在此表中并未列出强度值，因为它主要取决于卷取温度。尽管控制轧制原则上对型钢轧，中小型和线棒材轧机也是可行的，但是它的应用受种种原因的限制。首先，所有这类轧机的轧制要借助一系列孔型辊来完成。为获得必要的低流变应力，要求较高的轧制温度，这与控制轧制是不相容的。其次棒材和线材轧机的轧制速度很高（如线材轧机达 100m/s），因此在精轧机组内，由

于快速变形导致绝热加热过程线材出现温升。

采用控制轧制时，架间常采用强制冷却，并以较低的加热温度做配合。

表 5-3 于全连续热带轧机上轧制 12.7mm 厚的含铌钢其典型的控制轧制（CR）条件举例

	普通的	中等的 CR	重型 CR
加热温度（℃）	1250	1200	1150
坯　厚（mm）	250	250	250
粗轧道次数	6	6	6
粗轧出口温度（℃）	(1020)[a]	(980)[a]	(950)[a]
中间坯厚度（mm）	40	50	50
精轧前待温（s）	无	无	(30s)[a]
精轧入口温度（℃）	1010	980	920
精轧道次数	5	7	7
终轧温度（℃）	850	800	750
卷取温度（℃）	600	600	600
50% FATT	-20	-50	-80

a 估计值。

轧制压下量（%/道次）：

粗轧：开始段 20—25，结束段 25—30；

精轧：开始段 20—25，中间段 15—20，结束段 10—15。

在型钢厂轧制时横截面上温度分布不均匀，导致不均匀的性能。因此，为限制这种不均匀性，有必要进行局部冷却，但局部作用冷却实行起来有困难。

5.2.1.4 与控轧有关的合金元素的作用

·p.197·

控轧技术主要应用于铁素体-珠光体和针状铁素体组织的钢中，其相变过程是由扩散过程控制的。在这些钢的合金设计中，必须考虑两个因素，这就是主要合金元素（碳、锰、铜、镍、铬、钼）含量的优化和微合金元素（铌、钛、钒、铝）的有效利用（见第 8 章）。

主要合金元素决定 $\gamma\rightarrow\alpha$ 的相变温度 Ar_3，如方程（5-3）所示。当 Ar_3 温度降低，未再结晶奥氏体区可加 2 的温度范围就拓宽了，从而使大量未再晶奥氏体的形成成为可能。低的 Ar_3 还阻止了相变后铁素体晶粒的长大，导致铁素体晶粒的细化。由于要求良好的焊接性、塑性和韧性的缘故，碳的用量往往受到限制。Ar_3 的降低是通过其它合金元素，如锰、镍和铜的复合加入来达到的。

在控轧中微合金元素主要控制三个参数，这就是加热后的奥氏体晶粒尺寸，阻碍奥氏体的再结晶和改变相变特性。由于 AlN，Nb（CN），TiN 和 VN 的细小沉淀物的钉扎作用细化了加热后的奥氏体晶粒，同时还与加热温度有关，如图 5-5 所示。加热时溶解于奥氏体中的铌和钛强烈地遏止热变形过程中及其之后的奥氏体再结晶，如图 5-8 所示。因而使再结晶温度提高了 100℃以上。这就使常规控轧的最后阶段（精轧）的开轧温度可以大大提高。当已经相当细的奥氏体转变成铁素体时，原先固溶于奥氏体中的铌可以

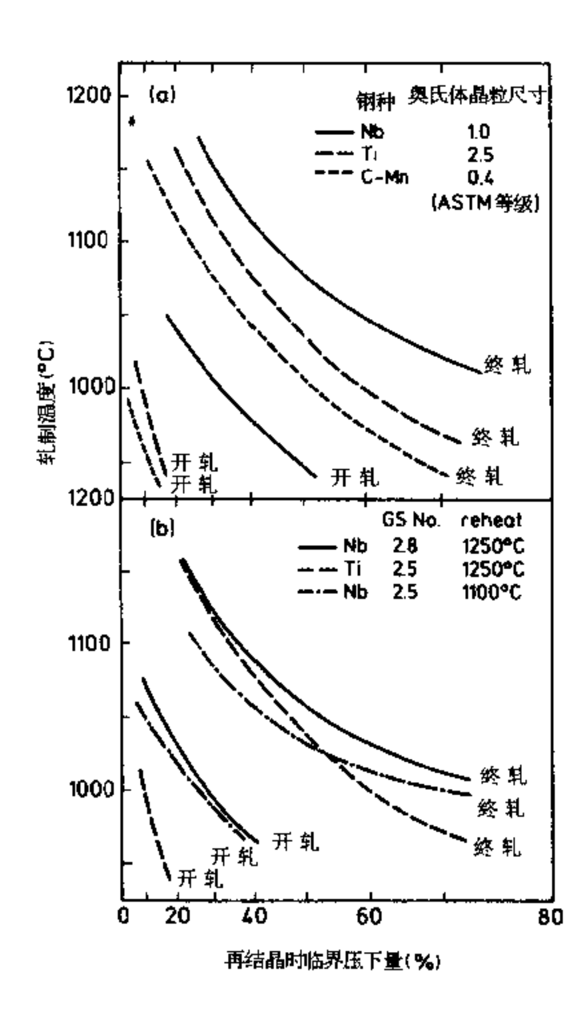


图 5-8 微合金元素对奥氏体再结晶临界压下量的影响（Ouchi 等，1977）。(a) 加热温度：1250℃。(b) 同一初始晶粒尺寸时的对比。钢种成分（重量%）：0.13%C—1.15%Mn；0.16%C—1.41%Mn—0.031%Nb；0.13%C—1.14%Mn—0.019%Ti

进一步细化铁素体晶粒。固溶在奥氏体内的铌、钒和钛，通过其在相变过程中或相变后析出的细小的碳化物，氮化物或碳氮化物来强化铁素体。所有这些微合金元素的作用，使这些元素成为控轧钢中不可缺少的组成成分。·p.198·

低碳贝氏体钢（Nakasugi 等，1981 年）也是控轧钢。但这种钢的相变主要是通过剪切机制进行的。其特点是原始奥氏体晶界在相变后仍保留了下来。低碳贝氏体钢微观组织和性能得到改善的机制和仅靠扩散过程控制相变的钢不同。这种钢热轧后未再结晶奥氏体晶粒变得非常薄，而且相变亚结构，诸如贝氏体内的铁素体板条受细薄的奥氏体尺寸的限制而变得很细（Niikura 等，1984）。

再结晶控制轧制（Roberts 等，1984）是以 V—Ti—N 系为基础的。TiN 析出物细化了加热后的原始奥氏体晶粒，并阻止了再结晶晶粒的长大。在此情况下，轧制当然要在再结晶温度区域内完成。钒起到沉淀硬化的作用。钒的另一个优点就是对奥氏体再结晶温度没有影响，由此有将再结晶轧制温度区推向较低温度的作用。控制轧制得到的晶粒细化效果，据说要比普通低温控轧的差（Cuddy，1986 年），而另有报告称，把钛含量准确控制在约 0.01wt%的水平是有利的（Pickering，1990 年）。

5.2.2 加速冷却的实施

控轧后通过奥氏体相变温度区的加速冷却，可导致铁素体晶粒的进一步细化。加速冷却引起 Ar_3 温度的下降对该铁素体的细化有一定贡献。但正如以往的工业实践所证明，当把加速冷却应用于再结晶的奥氏体时，其细化晶粒的程度往往仅能抵消板厚增加的作用。研究已经证明，未再结晶奥氏体的加速冷却可得到更大的铁素体晶粒细化效果（Abe 等，1986；Amano 等，1986；Kozasu，1986）。

冷却速率的影响示于图 5-9 中。与空冷状态相比较，约 10℃/s 的冷速冷却导致拉伸强度的增加，而 FATT 实际上无甚变化。表 5-1 和 5-2 列出了中厚板轧机加速冷却工艺

的例子。冷却从 Ar_3 点以上开始，在相变终了点（550—500℃）终止冷却，其后空冷。由于这样的冷却方法，就把这种加速冷却（AcC）常称之谓间断或加速冷却（IAC）。由 CR + AcC 产生的显微组织，由细小的铁素体晶粒和细小弥散的贝氏体所组成。常由空冷生成的珠光体被贝氏体所替代，这种贝氏体含有贝氏体铁素体板带亚结构。虽然铁素体晶粒的细化和贝氏体量的增加导致强度的提高，但晶粒细化引起 FATT 的改善几乎被出现的贝氏体所抵消，所以最终结果是 FATT 无变化（Kozasu，1986）。

·p.199·

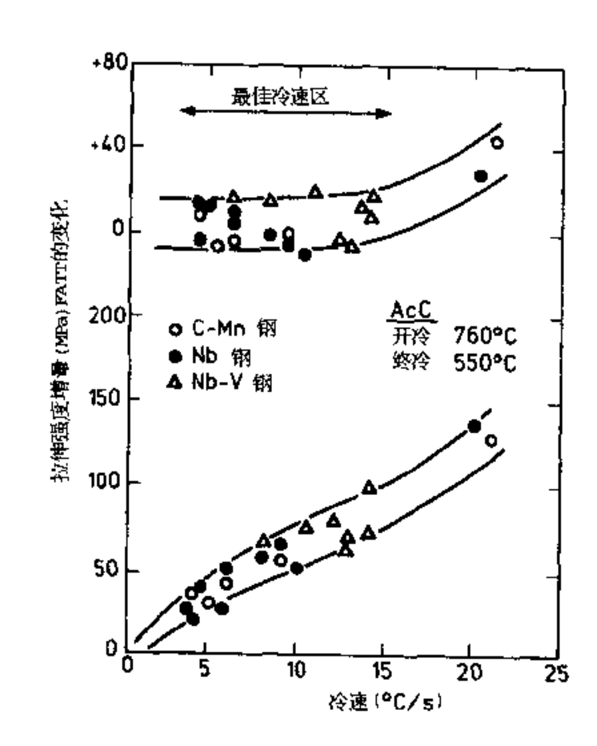


图 5-9 热轧后加速冷却对拉伸强度和 FATT 的影响（Tsukada 等，1982）

为了应用加速冷却，就有必要在板轧机后建立一套冷却系统。尽管冷却原理本身显得很简单，但要在固定冷速下沿厚度方向均匀地冷却，长度和宽度都很大的钢板冷却要无挠曲，则需要有高水平的专用工程技术（Kamio 等，1986）。现有二种控冷系统类型，可分别称之谓同步式和行进式。

在同步式冷却中，钢板置于很长的冷床上，沿钢板全长同时冷却。在行进式系统中，板材穿过冷却区，冷却区的长度要比板材短得多。加速冷却钢的合金设计原则上与控轧钢相同。但应当指出，合金含量和冷却速度可以互补。为得到同样的强度水平，加大冷速可以降低钢中的总合金含量。这是因为，较大的冷速可降低 γ→α 的相变温度，如同增加合金含量一样。

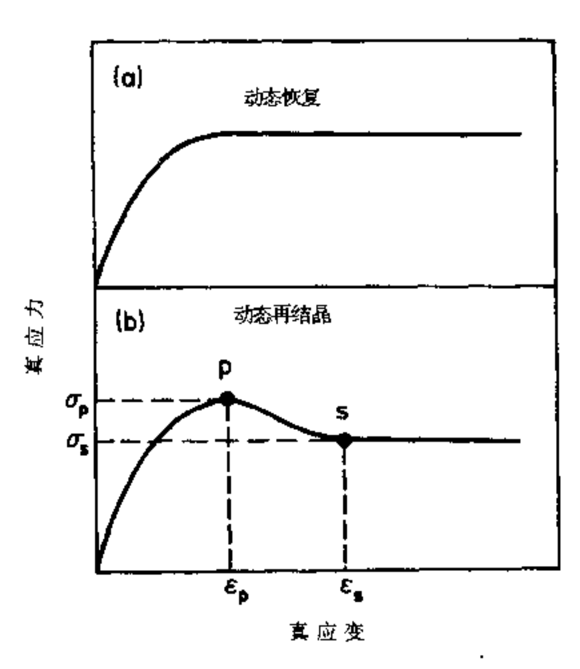


图 5-10 高温时的真应力-真应变曲线；
a）动态恢复变形曲线；b）动态再结晶形曲线

5.3 奥氏体的热变形和再结晶

5.3.1 奥氏体的静态和动态再结晶

金属的热变形常与复原过程同时发生，复原过程主要是再结晶（见第 6 卷第 6 章）。面心立方奥氏体金属和体心立方金属的复原过程不同，后者主要是恢复。

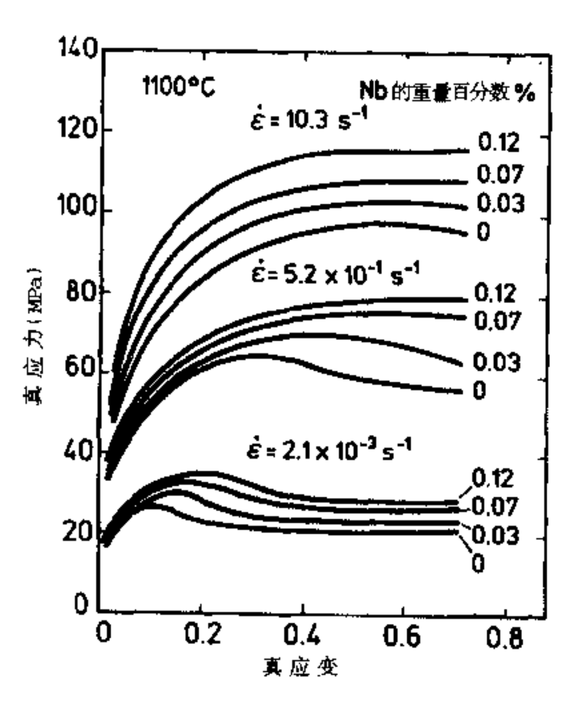


图 5-11 成分重量百分含量为 0.08%C，1.54%Mn。并添加不同的铌含量（Ouchi 和 Okita，1982）

图 5-10 是显示恢复与再结晶材料的高温流变曲线的示意图。如图 5-11 所示，流变特性与温度和形变速率密切相关。在再结晶类的变形中，峰值应变（ε_p）处，产生流变应力峰值（σ_p），随后下降至常数，或降至较大形变时的稳态值。稳态变形期内，加工硬化和动态再结晶造成的软化得到平衡，得到一个与形变温度和形变速率有关的固定流变应力（σ_s）。

·p.200·

当应力加载到 ε_p 值前时卸载，在随后的保温期内，就发生经典的静态再结晶。此处所见到机制为一个孕育期或恢复期。然后发生再结晶奥氏体的形核及其以晶界迁移为机制的晶粒长大。当变形量小于上述 ε_p 值时，则仅仅发生恢复。

当变形量超过稳态变形值（ε_s）时，动态再结晶粒中出现各种类型的晶内亚结构。这些亚结构与恢复过程的各个阶段相对应。当在稳态阶段中断变形，则发生二次动态恢复过程（Petkovic-Dijaic 和 Jonas，1973）。如图 5-12 所示，以具有相同组织的 N_1 为例，有经典的再结晶，亚动态再结晶和亚动态恢复等。这些过程的机制可以用结构中不同加工硬化量和不同恢复量来加以说明（Sakai 等，1988 年）。

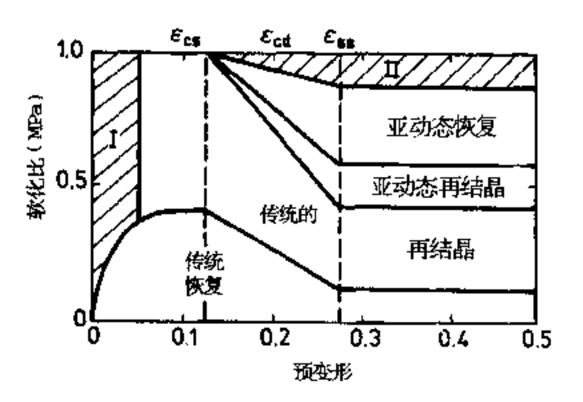


图 5-12 图示说明含镍钢四种软化机制之间的关系，及每种机制可提供的软化量与变形量之依从关系（Sakai 等，1988）。有斜横线的两个区表示不完全软化带；ε_{cs}是静态再结晶的临界变形量，ε_{cd}为动态再结晶的临界变形量及 ε_{ss}为稳态变形

已经清楚，动态再结晶晶粒尺寸取决于温度（T）和应变速率（$\dot{\varepsilon}$），与原始的奥氏体晶粒大小或应变量无关，只要其大于如图 5-10 所写的 ε_s 值就行。其再结晶晶粒尺寸（d_{rex}）可依据用温度补偿的应变速率的 Zener-Hollomon 参数（Z）来表示（Glover 和 Sellars，1973；Sekine 和 Marayama，1974）。并提出下列方程：

$$1/d_{rex}\alpha\sigma_s\alpha\log Z \tag{5-4}$$

$$Z=\dot{\varepsilon}\cdot\exp\ (Q/RT) \tag{5-5}$$

式中，Q 为该过程的激活能，C—Mn 钢的该值约为 300kJ/mol。

·p.201·

静态再结晶的特点是，晶核仅在形变晶界上形成，晶粒内如孪晶界面和形变带上的形核则较少见。因此，原始晶粒尺寸影响再结晶进程和再结晶的晶粒尺寸。正如在冷轧和退火情况下，变形量越大和温度越高，再结晶进程就越快。图 5-13 表示原始晶粒尺寸和形变温度对再结晶所需的临界变形量的影响。静态再结晶晶粒尺寸主要取决于原始晶粒尺寸和变形量。而温度主要对再结晶进程有影响。有人提出过再结晶速率和再结晶晶粒尺寸的数学表达式。感兴趣者可详细查阅综述论文（Sellars，1980；Tamura 等，1988）。

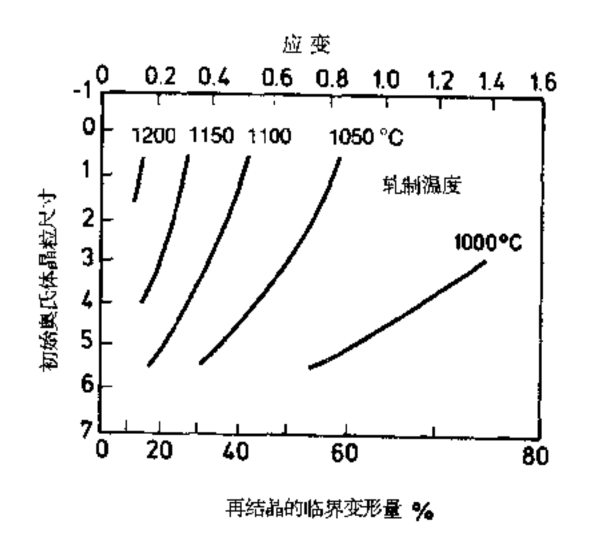


图 5-13 原始奥氏体晶粒尺寸对再结晶必需的临界压下量的影响。所用材料为（重量）0.03% Nb 钢，加热至 1250℃，保温 20min（Kozasu 等，1977）（由于高温下轧制，原始晶粒尺寸有所变化）

图 5-14 显示试验室单道次轧制后得到的奥氏体组织，其中（a）为轧后 1s 水淬，（b）为轧后 3s 水淬。可以看出，在 C—Mn 钢和含铌钢的两种钢中，再结晶晶粒尺寸在高温区（动态范围）主要决定于变形温度，在低温区（静态范围）主要决定于轧制变形。铌的加入明显地阻碍再结晶过程。正如表 5-1 所示，中厚板轧机粗轧阶段单道次压下量通常小于 15%，而在精轧阶段一般轧制的压下量则为 25%—35%，控轧时则在 10%—20%之间。因此，现场控轧时不论是动态的还是静态的完全再结晶都达不到。只

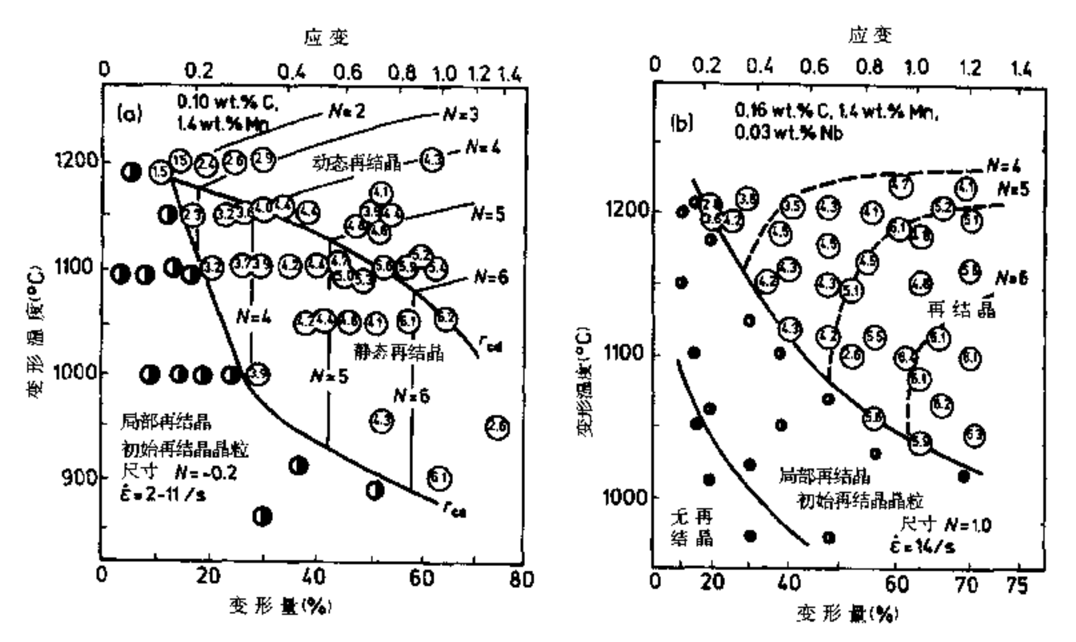


图 5-14 热轧奥氏体的温度—变形—再结晶图。a)变形后 1s 水淬的 C—Mn 钢(Sekine 等,1982)。b)变形后 3s 淬火的 C—Mn—Nb 钢(Kozasu 等,1977)。圆圈内所见到的数值为晶粒尺寸(ASTM No.)等级。N 为再结晶晶粒尺寸(ASTM No.)，r_{CD}为动态再结晶的临界状态，r_{cs}为静态再结晶的临界条件

有热轧带钢的粗轧阶段（道次压下达20%—30%）除外。

绝大多数的情况是部分再结晶，静态再结晶更是如此。虽然这个过程没有详细分析过，由于逐个道次的残余形变的积累可能导致最终完全的静态再结晶，并引起奥氏体晶粒的细化（Tanaka等，1982）。

因为含铌钢中的再结晶过程是很难进行的，因此要从小尺寸晶粒开轧是很重要的，这可采用低温加热。已经明确，低于8%的小变形会导致应变诱发晶界迁移，从而形成单个的特别大的晶粒。这种现象可能与铁素体混晶组织有关，易于在含铌钢中出现(Tanaka等，1977，1982)。静态再结晶结束后，晶粒开始长大。正在长大的晶粒直径可以用下列公式表示：

·p.202·

$$d^n = d_0^n = k \cdot t \tag{5-6}$$

或

$$d = K \cdot t^m \tag{5-7}$$

式中，d_0为初始再结晶晶粒尺寸，d为经t时间后长大的晶粒直径，k和K为常数。公式中n和m为指数常数，公式（5-6）中的n通常报道为2，即为抛物线关系。图5-15

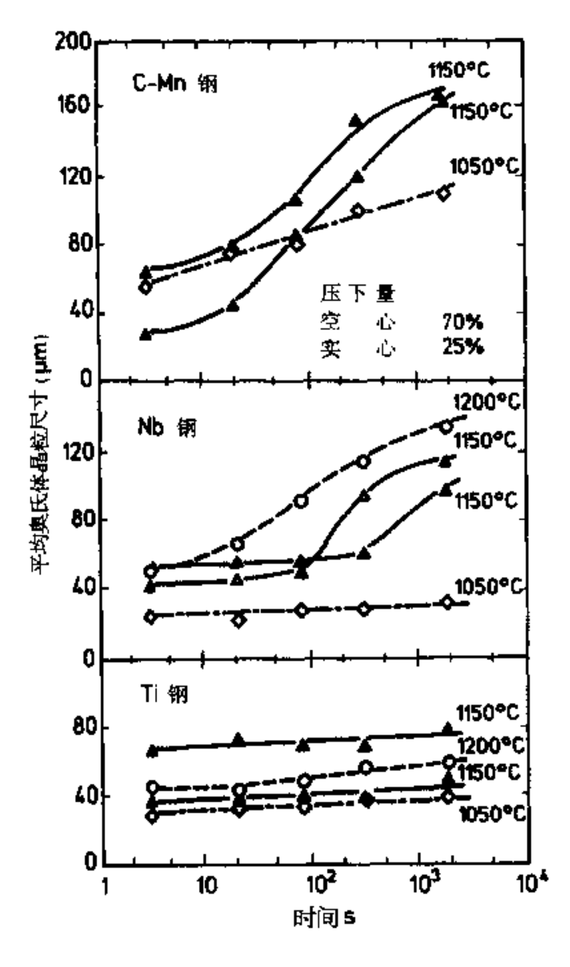


图5-15 热轧后奥氏体晶粒长大行为（Ouchi等，1977）（同样的钢种示于图5-18中）

示出了晶粒成长的动力学例子。可以看出，工业生产中厚板轧机上道次间隙为5—10s，热轧带钢轧机则为0.1—10s，晶粒长大是不明显的。然而当轧制道次的末尾再结晶几乎已经结束时，在20—40s的时间内，有报道说，晶粒的起始长大速率还是相当高的，简易公式（5-6）和（5-7）则需进一步修改（Sellars，1980；Roberts等，1984）。

5.3.2 未再结晶区奥氏体的变形

·p.203·

奥氏体在其再结晶温度以下的变形，因其大量地增加了铁素体的形核格点而显得很重要。微观组织的主要变化是晶粒拉长和晶粒内引入了变形带。变形带的密度随变形量的增加而增大。大部分变形带实际上是退火孪晶，它因变形而变得可见了，但也有少量的局部剪切带（Inagaki，1983）。这些变形带也可看作类似于奥氏体晶界的界面。因此单位奥氏体体积内总界面面积，或称之谓有效界面面积（S_v），随着变形量的加大而增加，因为变形导致晶粒拉长（$S_{v.gb}$），同时又引进了变形带（$S_{v.db}$）。对于 S_v 参数的计算，请参考附录，但 S_v 可由下式给出：

$$S_v = S_{v.gb} + S_{v.db} \tag{5-8}$$

图5-16举例说明 $S_{v.gb}$和 $S_{v.db}$随变形量增加而变化的例子。这些参数的变化不受变形温度的影响（Kozasu等，1977）。再结晶奥氏体晶粒尺寸和再结晶温度以下的总变形量对 S_v 的综合作用示于图5-17。

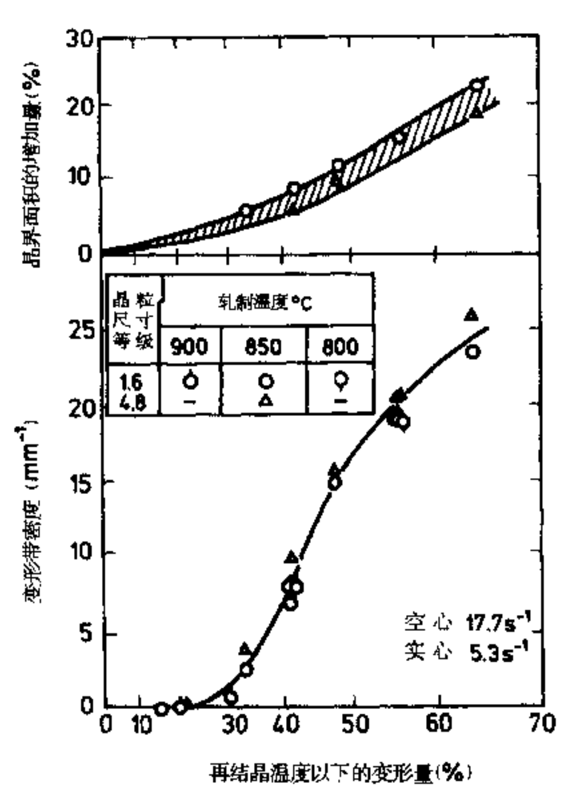


图5-16 在再结晶温度以下轧制0.03wt%Nb钢时奥氏体晶界面积的变化和所造成的变形带的导入（Kozasu等，1977）（由于在1250℃加热后高温下的双相区轧制，其原始晶粒尺寸会有所不同）

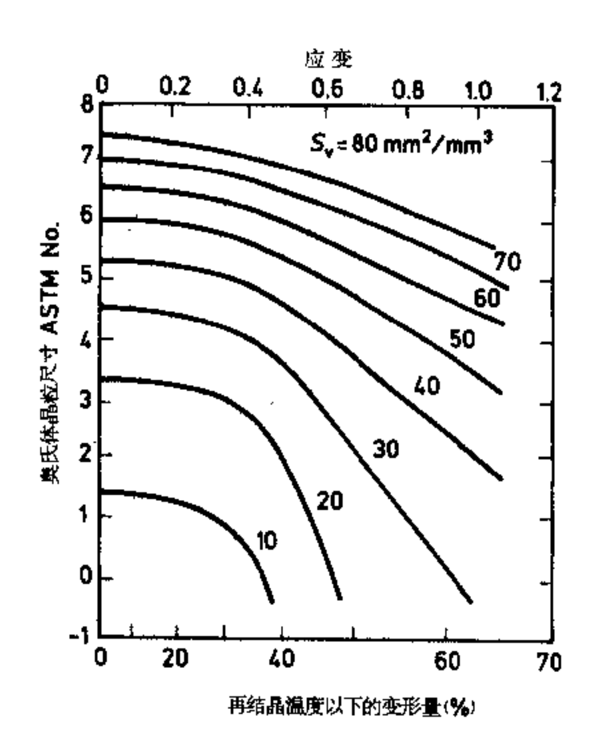


图 5-17 0.03wt%Nb 钢在再结晶温度以下轧制压下量与有效界面面积（S_v）的变化关系（Kozasu 等，1977）

在部分再结晶和未再结晶阶段，靠恢复过程仅使部分奥氏体得到软化，如图 5-18 所示，以及积累逐道次的加工硬化。因此，在控轧中估算轧制载荷时，这个因素必须要用残留变形或残留加工硬化的适当方式加以考虑。

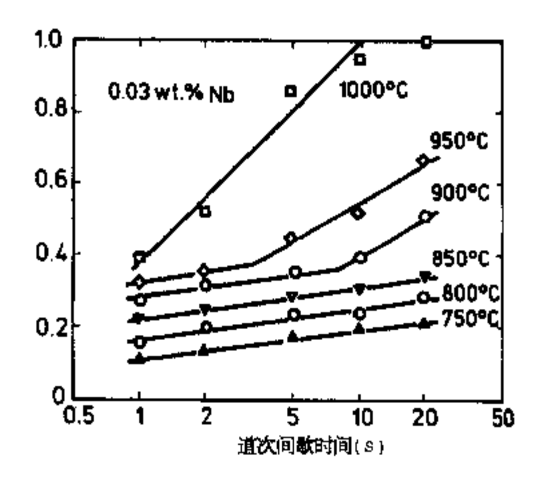


图 5-18 道次间停歇时间和温度对奥氏体软化比的影响（Ouchi 等，1980）。钢种为 0.03wt%Nb 钢，有 0.2 的预变形

·p.204·

5.3.3 微合金元素的作用

研究表明，微合金元素铌、钛和钒都有延缓再结晶的作用，但程度不同（见第 8 章），用图 5-19 举例说明，铌所起的阻碍作用最大（见 15 卷第 7 章）。经研究铌对动态

再结作用后指出，固溶 Nb 使峰值变形 ε_p 向较高应变处转移，而稳态应力值 σ_s，如图 5-11 所示，也有提高。在工业上常用的应变速率下，这些作用可以用固溶阻尼机制来加以解释（Ouchi 和 Okita，1982）。但有人指出，在 10^{-1}—10^{-3}/s 的应变速率下，出现 Nb（CN）的动态析出，从而阻碍动态再结晶（Weiss 和 Jonas，1979）。

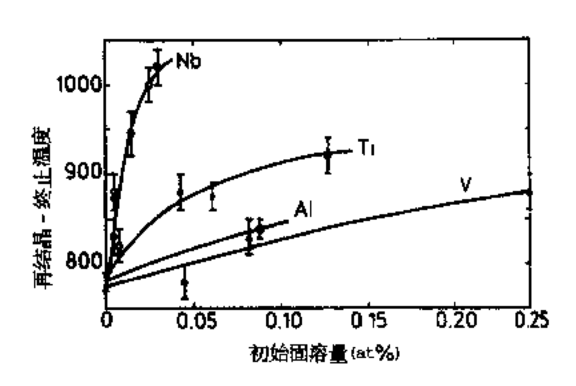


图 5-19　再结晶-终止温度随钢中微合金含量的增加而增加（Cuddy，1982）。钢种为（wt%）：0.07%C，1.4%Mn 钢（经多道次轧制，轧后停歇 10—18s，水淬）

静态再结晶明显地受初始固溶铌的延缓，大多数的研究结果表明，阻碍恢复和再结晶是由 Nb（CN）的拖拽作用和形变诱导析出二者共同造成的。形变诱导析出的 Nb（CN）对形变亚结构起钉扎作用。其中后一个影响要远大于前一个（Weiss 和 Jonas，1979；Amin 和 Pickering，1982；Yamamoto 等，1982）。再结晶和形变诱导析出是相互竞争的过程，而且在一定的温度下它们的相互作用变得很明显。图 5-20 的再结晶-析出-温度-时间（RPTT）曲线说明了上述过程。加热温度下已存在的析出物对再结晶过程不起什么作用，但能抑制再结晶后的晶粒长大。

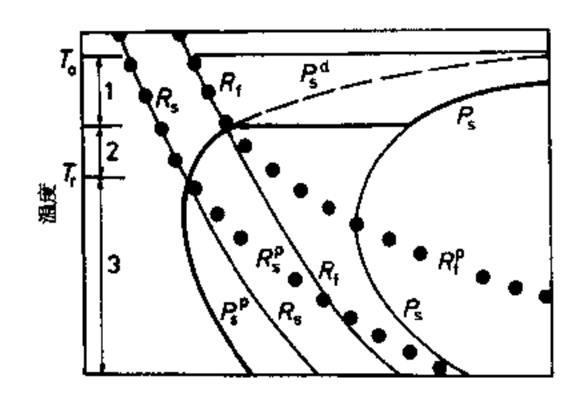


图 5-20　图示微合金钢的再结晶-析出-温度-时间（RPTT）图表（Hansen 等，1980）。T_r 表示在再结晶与析出过程之间具有最大交互作用的温度点，T_0 为沉淀相均匀固溶的温度，P_s 为无变形影响的析出 C 曲线，P_s^d 为因塑性变形而加快析出的 C 曲线，R_s 和 R_f 为原先无沉淀的再结晶过程的开始和终止曲线，R_s^p 和 R_f^p 为有沉淀析出的再结晶过程的开始和终止曲线，观察到的再结晶以小圆点表示。沉淀析出则以实线表示

·p.205·

钛的作用和铌非常相象，只是阻碍奥氏体再结晶的程度小一些。钒只有一点微弱的阻碍作用，在工业上没有意义。

5.4 热加工奥氏体的相变

5.4.1 γ→α 相变时铁素体的细化

在再加热的或再结晶的奥氏体中，利于铁素体形核的地点有晶粒顶角、晶粒棱和晶粒的面，见图 5-2 的二维示意图。对粗大的奥氏体晶粒（ASTM 晶粒尺寸 No.3-5）而言，铁素体与奥氏体晶粒直径之比值约为 0.3，而对细小的奥氏体晶粒（ASTM 晶粒尺寸 No 8—10），其比值则约为 0.7（Sekine 等，1982）。这说明，铁素体晶粒的细化有一个限度，因为加热的或再结晶的奥氏体晶粒尺寸，通常最细时约为 ASTM 的 10 级。

在形变的而又未再结晶的奥氏体相变过程中，可观察到某些明显的特点。

首先是在形变带上的形核作用，及由晶粒拉长而大量增加晶界界面的形核。上述之作用可以定量地用 S_v 的增加来表示。其次，单位晶界面积上的形核数（N_v，晶核数/mm^2）的增加是一种定性的表达。总的作用（$S_v \times N_v$）给出了在奥氏体再结晶细化的基础上铁素体进一步细化的效果。这一方式的细化铁素体的能力是和未再结晶区形变后的累积变形或与其等效的 S_v 密切相关的，见图 5-21（Kozasu 等，1977）。未再结晶奥氏体的初始晶界和形变带对 S_v 的复合影响示于图 5-17 中。

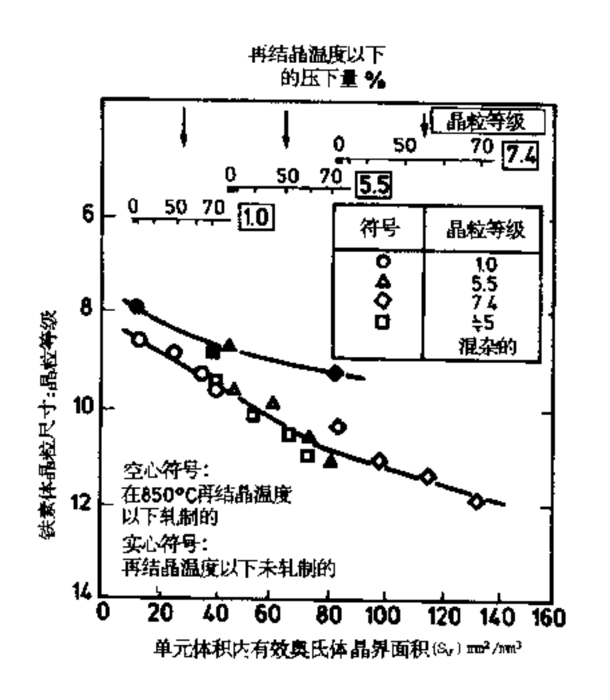


图 5-21 0.03wt% Nb 钢中铁素体晶粒尺寸随界面面积（S_v）的变化（Kozasu 等，1977）

（因在 1150℃以上轧制 1 至 3 道次，晶粒初始尺寸有所变动。最后道次在 850℃时完成）

·p.206·

观察说明，形变带上铁素体形核数从一个形变带至另一个形变带有所区别。甚至，有些形变带上没有形核。这反映了这样一种情况，即其中某些变形孪晶界的取向偏差较小，而其它的晶界又扭曲严重，以致可看成大角晶界。未再结晶晶粒的晶界呈现弧形，锯齿形，从微观上看很不规则。因此，其形核能力得到增强的原因可能与这些不同的几

何形状有关。(Sandberg 和 Roberts，1982；Umemoto 等，1988）有时在晶界附近可见到一些形核，这些形核地点可能是亚晶界和碳氮化物的析出物。

因此，相变前形变奥氏体的恢复减少晶内铁素体形核（Amin 和 Pickering，1982)。有可能在物理冶金模型基础上来定量计算由形变奥氏体转变而来的铁素体晶粒尺寸(Umemoto 等，1988)。

另一方面形变奥氏体的 $\gamma \to \alpha$ 转变速度较再结晶奥氏体的转变速快。这种现象可以从 Ar_3 温度随 S_v 的增加而升高和铁素体体积分数的提高中看出，见图 5-22。这与铁素体形核数量的增加相一致。和再结晶奥氏体转变相比，由于形核数量的增加，只要有很小的驱动力或较小的过冷，就能使相变继续下去，也就等于提高了 Ar_3 的温度。

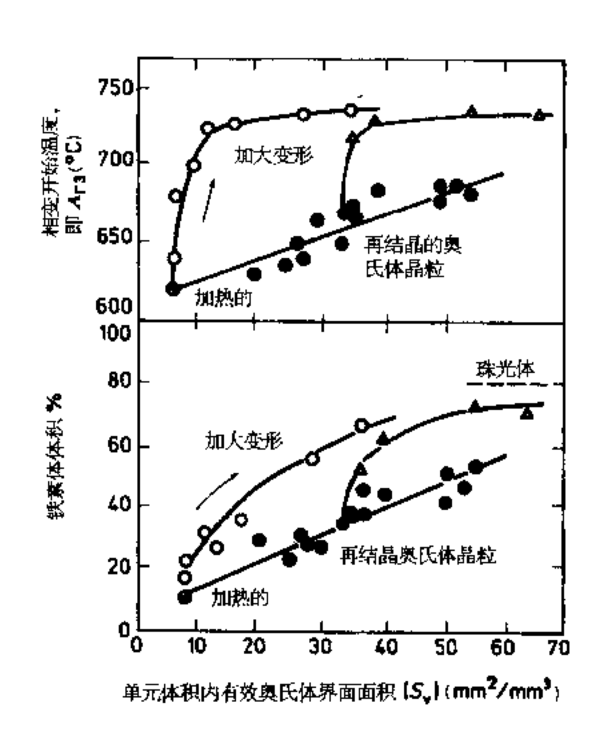


图 5-22 相变形为随有效界面面积的增减而变化。采用加热至 1250℃的 0.03wt% Nb 钢 (Kozasu 等，1977)。实心圆表示不同轧制条件下生成的完全再结晶钢。空心符号为再结晶温度以下轧制的钢。对完全再结晶组织，珠光体比例仅为近似值

·p.207·

5.4.2 冷却速率对相变的影响

提高冷却速率降低 Ar_3 的温度，因形核数量增加和铁素体长大速度下降造成铁素体晶粒的细化。在许多钢种的连续冷却转变的曲线中都能看出冷速的这种作用。这些曲线一般指的是加热的或再结晶的等轴奥氏体连续冷却时的转变。然而形变的或未再结晶的奥氏体的加速冷却对相变的铁素体的细化作用要大得多。

在形变奥氏体快速冷却过程中，能见到附加的晶内形核（Abe 等，1988；Amano 等，1986）图 5-23 中指出了这种作用的量的变化。图中的加速冷却是用低温下的等温转变来模拟的。低于 0.1 的小变形量就能有效地诱发晶内形核。形变奥氏体在相变前发生的恢复降低晶内的形核频率。像亚晶界这样的亚结构被认为是可能形核的位置。（Amin 和

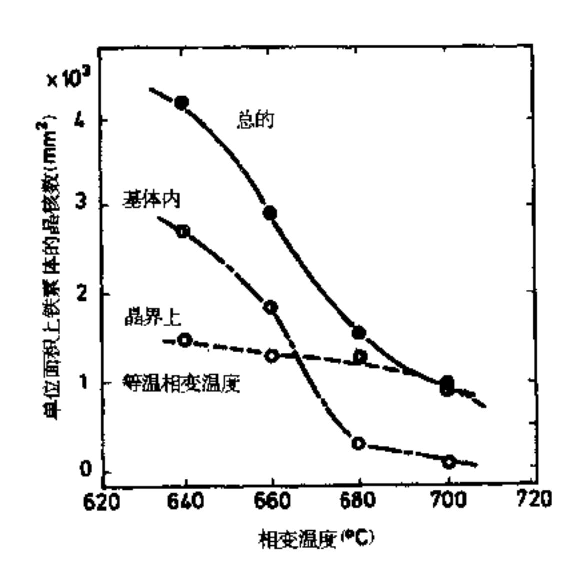


图 5-23　形变奥氏体中等相变温度对铁素体形核行为的影响（Abe 等，1988）
（0.16%C，1.85%Mn 钢经受 $\varepsilon=0.36$ 的应变，经保温后水淬并保温 300s）

Pickering，1982；Abe 等，1988）当在连续冷却的情况下，相变温度范围向低温侧扩展，从而为铁素体晶粒的细化提供了有利条件。甚至原来在常规空冷条件下出现的珠光体被大量细小弥散的贝氏体所代替，见图 5-24（Ouchi 等，1979；Ouchi，1985）。当提高冷却

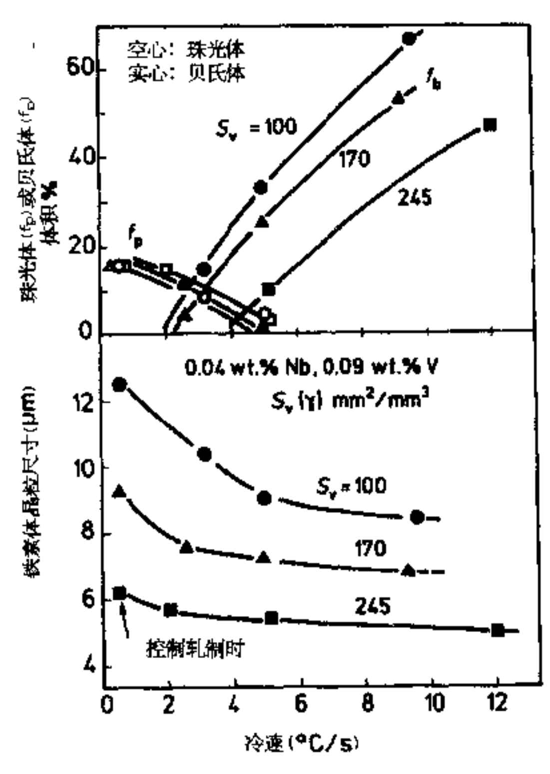


图 5-24　控制轧制后相变微观组织随冷速增加的变化，钢种为
0.10%C，1.50%Mn，0.04%Nb，0.09%V 钢（Ouchi，1985）

速率，但不超过 10—15℃/s 时，这种贝氏体有进一步的强化作用，同时不提高 FATT，又不降低韧性。这种贝氏体强化与常见的靠第二硬化相小岛的强化不同，后者导致韧性

恶化。

·p.208·

5.4.3 合金元素对相变的影响

固溶的合金元素以降低 Ar_3 温度而影响 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的相变，如表达式（5-3）所示。在合金设计中，焊接性能的考虑是重要的。焊接性能，或施焊时的裂纹敏感性可用碳当量公式（CE）来估计。碳当量公式实质上表示淬硬性和 M_s 的温度（见第16章），现举例如下：

$$CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \tag{5-9}$$

式中，元素符号表示它们的 wt%含量。最佳的合金设计应能同时获得最低的 Ar_3 点和最小的 CE 值。举例说明，有利的基本成分为低碳（<0.15wt%），高锰（1.5wt%左右），以及用铜或镍（<0.5wt%）作为附加元素。高的 Ar_3 温度常常导致相变铁素体的温加工，并导致粗大的再结晶铁素体晶粒。因为铁素体的再结晶温度高于奥氏体的再结晶温度（Kozasu 等，1972）。微合金化元素中，铌在固溶状态时明显地提高淬硬性，其原因是铌抑制铁素体的形成并降低 Ar_3 温度。当然这种作用与基本化学成分和热轧条件有关（Amin 和 Pickering，1982）。铌在提高硬化性的同时，在加速冷却条件下还有转变成贝氏体的趋向。应当指出，化学成分，控制轧制和加速冷却对于要达到的特定的强度等级都有互补的作用。这种情况为现代结构钢的设计和生产提供了高度的灵活性。

除了由多边形铁素体和珠光体或贝氏体组织构成的钢类外，还有相变强化的高强钢，其相变机制或多或少为畸变。生产这类钢控制轧制是决定性的工艺。

低碳（0.05wt%），高锰（1.6wt%）—Mo—Nb 型针状铁素体钢由非多边形铁素体或针状铁素体组成，这种组织具有位错亚结构（Smith 等，1972）。低碳，高锰（1.6—2wt%）—Nb—Ti—B 型低碳贝氏体钢则由贝氏体组织构成，这是一种板条状铁素体，含有高密度位错亚结构，并有细小弥散的马氏体岛分布其中（Nakasuki 等，1981；Ohtani 等，1984；Taira 等，1984；Graef 等，1984）。在低碳贝氏体钢中，再结晶时，已被拉长的原始奥氏体晶粒形貌在相变后仍保存了下来。这说明相变是按畸变机制进行的。

按相变机制来说，针状铁素体是一种介于多边形铁素体和低碳贝氏体之间的中间组织。由于这类钢的相变与淬硬性的提高有关，过度的控轧导致淬硬性的降低，从而降低强度。另一方面，加速冷却促进畸变相变机制。如上所述化学成分和控轧工艺的协调是极其重要的。

·p.209·

5.5 热机械控制加工钢的性能

5.5.1 热机械控制加工钢的强度和韧性

大部分结构钢都是按国家标准和国际标准生产的。另外，用于苛刻工作条件下特种结构钢的技术条件通常是在使用要求的基础上确定的。控轧控冷钢就属于这一类钢。因此，化学成分和轧制的工艺条件必须根据用户的要求来确定。要求的技术条件包括强度、塑性、韧性、焊接性能（CE）和其它性能，如抗硫化物应力腐蚀裂纹的性能，因

而为了能同时满足所有这些要求，工艺参数的优化是必要的。钢的实际组织是多相的，并由二个或三个组织成分组成，这包括铁素体、珠光体、贝氏体和马氏体，如图 5-25 所示。从精细结构来看，这些微观组织的特征在于沉淀和亚结构的存在。因此，为了保证要求的性能，微观组织设计绝对不是简单和直观的事。组织与性能的相互关系（见第 2 章）已经有各种表达式提供（如 Pickering，1978；Baker，1980；Tanaka，1981；Araki，1986）。确定影响屈服强度和韧性（FATT）的主要因素的定量表达式举例如下（Kozasu，1988）。可用（5-10）式和（5-11）式表达屈服强度（σ_y）或流变应力。

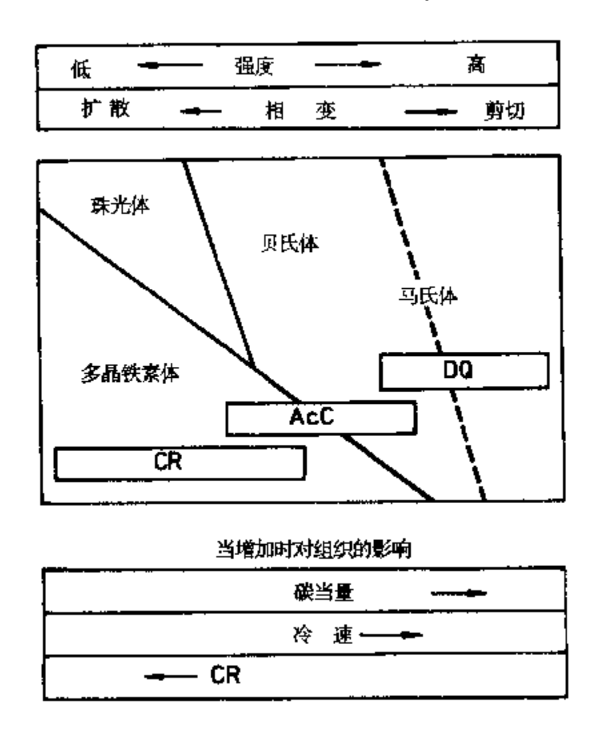


图 5-25 具有 400—1000MPa 拉伸强度的商业用钢，经热机械处理后的微观组织成分的简要图示（Kozasu，1988）（DQ：热轧后直接淬火）

对于均匀的显微组织有

$$\sigma_y = \underbrace{(\sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_{ppt})}_{\text{基体强化}} + \underbrace{(\sigma_d)}_{\text{位错强化}} + \underbrace{(k \cdot d^{-1/2} + k' \cdot d_s^{-1/2})}_{\text{晶界强化}} \quad (5\text{-}10)$$

式中，σ_0 为铁素体的摩擦应力，σ_{ss}，σ_{ppt}和 σ_d 分别为固溶、沉淀或弥散以及位错强化，d 为铁素体晶粒直径而 d_s 则为亚晶直径，k 和 k'为常数。至于混晶组织

$$\sigma_y = (1+f)\ \sigma_{y1} + f \cdot \sigma_{y2} \quad (5\text{-}11)$$

式中，f 为第二组织成分（珠光体、贝氏体等）的体积分数，σ_y，σ_{y1}和 σ_{y2}，分别为钢的铁素体基体的和第二组织成分的屈服强度值。

·p.210·

屈服强度与固溶、沉淀（弥散）、位错、亚晶和晶界等引起的强化有关。对于混晶组织，一般似乎适用简单的混合法则。然而，实际上强度与组织的关系跟两个微观组织的相对强度及它们的体积分数有密切关系。比如，低碳铁素体-珠光体钢，其屈服强度仅取决于铁素体基体相的强度，而强度较高的珠光体对屈服的产生没有什么影响。

当用 FATT 来评估韧性时，它与显微组织因素的关系要比屈服强度与显微组织的关

系复杂得多。举一个例子，一般 FATT 可以用（5-12）的情况更为复杂的等式来表达。式中，A 和 F 为常数，而 Φ 为可变函数。

$$\mathrm{FATT} = A + B \cdot \sigma_{ss} + C \cdot \sigma_{ppt} + D \cdot \sigma_d - E \cdot d^{-1/2} - F \cdot d_s^{-1/2} + \Phi\,(\text{第二相形态}) \tag{5-12}$$

已经清楚，除了添加镍使 σ_{ss} 不发生脆化外，其它以 σ_{ss}，σ_{ppt} 和 σ_d 使铁素体强化均造成脆化。晶界和亚晶界限制单元脆性裂纹尺寸。因而在晶粒尺寸参数，d 和 d_s，可以降低 FATT，改善韧性。即使亚晶界的作用较小，这是因亚晶界的取向差较小。其它影响 FATT 的重要因素还有第二相脆性颗粒的尺寸、形态和体积分数。尽管如此，改善第二相颗粒，如大个碳化物和非金属夹杂物，能导致开裂和产生解理断裂。当然这些特性（Φ）的定量化还有困难。但是改善韧性和降低 FATT 肯定可以通过第二相颗粒尺寸和体积分数的减小及其之均布来达到。

拉伸强度在 400—600MPa 内的控轧控冷钢的力学性能的例子，在大批的技术报告和小册子中都有报道，然而介绍工艺条件的则很少。表 5-4 列出了包括 20mm 和 25mm 厚

表 5-4　A = 20mm 和 B = 25mm 厚结构钢板的热机械工艺条件及力学性能（Tsukada 等，1984）

（a）化学成分（wt%）

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Mo	Sol.Al
A	0.10	0.28	1.60	0.020	0.003	0.03	0.08	–	0.025
B	0.03	0.26	1.60	0.012	0.001	0.04	–	0.17	0.027

（b）双相区，CR（γ+α）控制轧制，γ 相区控轧 CR（γ）和加速冷却，AcC 的轧制和冷却条件

钢种	工艺	板坯加热温度（℃）	低于某温度的总压下量（%）（℃）	终轧温度（℃）		AcC
A	CR（γ+α）	1050	75%/800	690		无
	CR（γ）	1050	75%/800	750	730-750	无
	CR（γ）+AcC	1050	75%/800	740	冷速 8℃/s	730-550℃ at 8℃/s
B	CR（γ+α）	1200	70%/760	690	750-550℃	没有
	CR（γ）+AcC	1200	70%/780	770	冷速 8℃/s	750-550℃ at 8℃/s

（c）物理性能

钢种	工艺	YS	TS	El[a]	V 型缺口冲击能		50% FATT	B.DWTT % SATT[b]
		（MPa）	（MPa）	（%）	-20℃（J）	-40℃（J）	（℃）	（℃）
A	CR（γ+α）	573	646	36.9	112	96	-115	-52
	CR（γ）	476	580	43.6	160	151	-85	-38
	CR（γ）+AcC	513	621	43.5	162	150	-91	-42
B	CR（γ+α）	477	562	57.1	–	368	-102	-40
	CR（γ）+AcC	465	582	57.8	–	427	-106	-43

a. 标准长度 = 50.8mm。

b. 巴特尔重斧冲剪试验，85% 剪切面积的转变温度。

YS 屈服强度；TS 拉伸强度；El 延伸性。

板，两个钢种的控轧控冷条件和得到的性能。总的来说，可以看出采用合适的控轧和加速冷却，在碳当量较低时，改进的 C—Mn 钢和 C—Mn—Ni 钢，其 FATT 值可分别达到 -100℃和 -180℃。业已证明，焊接性能包括冷裂纹敏感性和焊件的韧性是安全的。而且大型试验的结果说明，其抗脆性断裂能力在极冷环境中使用也是安全的（JPVRC，1988）。

·p.211·

5.5.2 热机械控制加工钢的性能特点

除细化微观组织以外，控轧控冷钢还有一些性能特点，如方向性。在常规的低温控轧时，奥氏体晶粒被拉长并处于未再结晶状态，虽然单个铁素体晶粒是等轴的，但转变组织由于遗传作用仍为延伸的带状组织。由于钢基体和 MnS 的流变应力受温度影响的差别，大家都知道，MnS 夹杂低温下更易变形，控轧钢中的 MnS 夹杂延伸得更多（Kozasu 和 Kubota，1971）。加速冷却可以消除轧向的带状组织。而这种带状组织常常在空冷钢中出现。加速冷却的应用可导致珠光体带的消失，代之以匀质分布的细小贝氏体组织（Ouchi 等，1979）。除了微观组织的特点外，在控轧钢中还有明显的结晶织构，如图 5-26 所示。已经确定，这些铁素体结构是继承轧制奥氏体的织构。在相变过程中，通过 Kurdjumov-Sachs 取向关系进行织构转换（Inagaki 等，1977；Inagaki，1977）。在两相区温度范围内的控轧进一步改变了这些织构（Tanaka 等，1977）。所有这些取向和织构特性对于强度、韧性和其它各种性能都有很大影响。

·p.212·

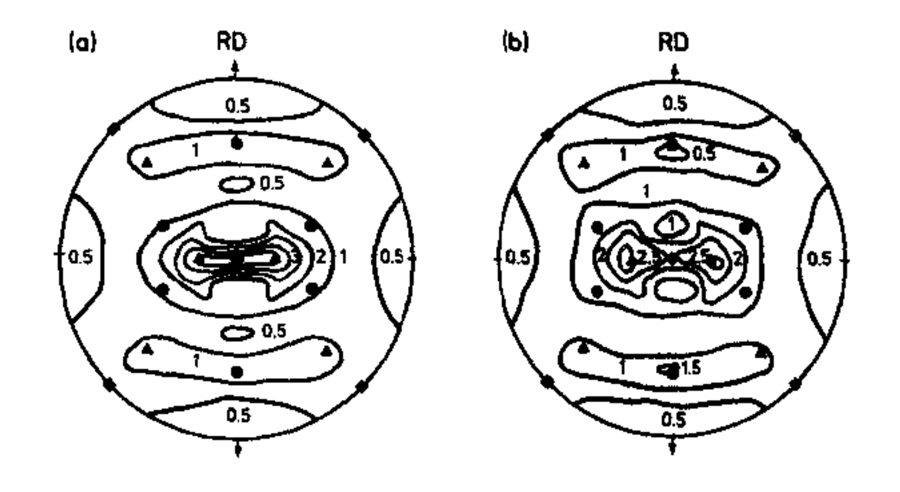


图 5-26 表示控轧钢织构的 {200} 极图（Inagaki 等，1977）

(a) 钢的成分(wt%)为：0.18%C，1.28%Mn，0.032%Nb，0.042%V，于 750℃终轧；

(b) 钢的成分(wt%)为：0.04%C，1.78%Mn，0.054%Nb 钢，于 780℃时终轧

(圆点表示{332}〈113〉，三角形为{113}〈110〉，和棱形表示{001}〈110〉取向)

一般观察到的控轧钢轧向的强度和韧性的各向异性都可以用结晶学的织构来说明。图 5-27 就是板钢的一个例证。总的趋势是，在横向强度较高，45℃方向上则低温韧性

较差。通常见到的横向韧性，特别是冲击韧性较差，主要是由于拉长的 MnS 夹杂导致纤维状，当然也还有结晶织构的影响。

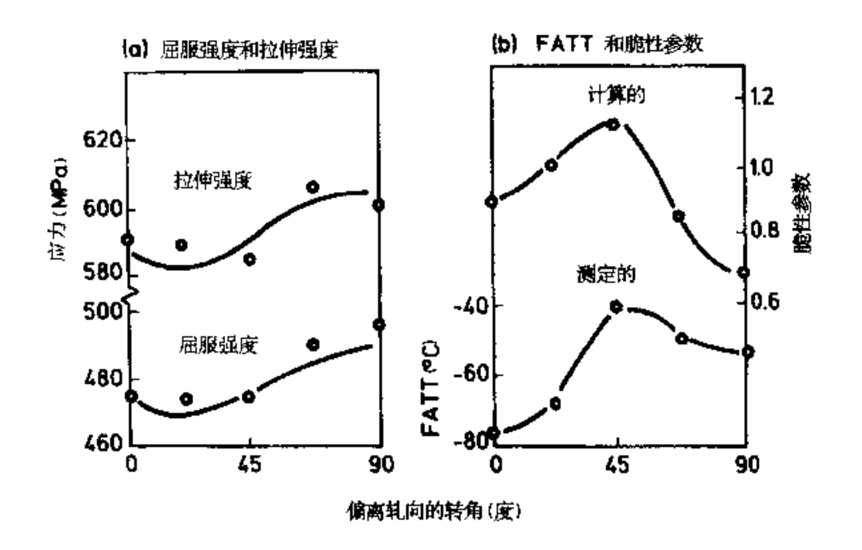


图 5-27 控制轧制 0.18%C，1.28%Mn，0.032%Nb，0.042%V 钢（成分为重量百分数）强度和低温韧性的各向异性（Inagaki 等，1977）。
(a) 圆点：观察值；实线：由织构的计算值；
(b) 由相关脆性参数的计算值，脆性参数由织构求得

断面上的分层或开裂现象，或者平行于轧制面的流线，已引起人们的关注。出现分层的机制有多种，如 MnS 夹杂的严重拉长（Kozasu 和 Kubota，1971），导致平行于轧制面解理断裂的 {100} 织构（Tanaka 等，1977；Inagaki，1985），以及因织构引起的塑性各向异性（Matsuda 等，1982），或者这些因素的组合。在两相区轧制或温轧时，由于 {100} 织构增加，分层现象极为突出。开裂的主要益处是，因减小了裂纹头部的三轴应力而降低 FATT。但是，因分层使韧带分开，冲击能有所下降。

·p.213·

不仅在小型试验中，而且在评估钢材阻止脆性断裂的能力的大型试验中，也能看到拉长的铁素体晶粒组织或带状组织的好处。因为带状组织可以阻止垂直于带状方向的裂纹的扩展，所以该方向的力学性能得到改善（Kozasu，1988）。

加速冷却使微观组织匀质化也带来

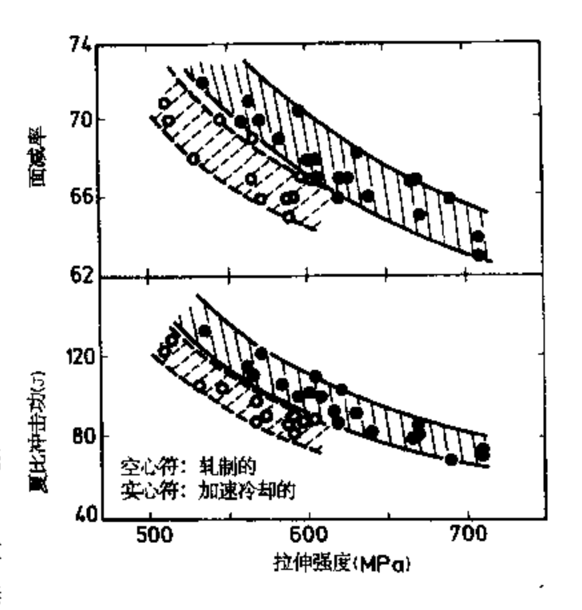


图 5-28 控轧后经空冷或加速冷却钢的拉伸强度和夏比冲击能或面减率之间的关系（Ouchi 等，1979）

了各种有益的附加作用，如图 5-28 所示，加速冷却使钢的延性得到改善，这是带状珠光体被细小弥散的贝氏体所代替的结果。由于类似的原因，在 H_2S 介质中氢诱导裂纹（HIC）的敏感性也降低了（Tamehiro 等，1985）。

5.6 结　论

各种类型的形变热处理工艺对于改善钢材的力学性能都是特别有用的工具。乍看起来，这些工艺有差别，但从微观组织的演变来说，则是由同样的物理冶金阶段所组成，这包括相变前奥氏体的调正及随后的相变控制。尽管根据特殊性能要求，详细的冶金设计有所差别，和普通热处理相比，奥氏体的调整提供了一种新的和独特的控制显微组织的自由度。当前出现了一个新趋势，即在物理冶金模型的基础上借助计算机的计算来模拟和预报轧制过程中所发生的微观组织的变化（例如 Tamura 等，1988；Sellars，1988）。如若采用可靠的物理信息来构选模型，那么就无需进行实际轧制，就能预报最终的微观组织。计算机模拟对于热机械控轧工艺过程的实时控制也将是有用的。

在更广泛的意义上，热机械处理可以解析为包括许多有别于当今普遍采用的热机械处理工艺（Kozasu，1988）。热轧后的直接淬火（DQ）能代替离线淬火，现在已是一种生产性的实践工艺。从提高淬硬性和降低热处理成本的观点来看是很有利的。在线材轧机上，高碳钢的离线铅浴淬火已经被热轧后的在线直接热处理所顶替，如采用鼓风冷却的 Stelmor 工艺（见第 7 卷第 9 章）。为了类似的目的，还采用了其它几种方法，如在沸水中或在悬浮床上冷却。直接铅浴淬火的目的是为了生产那种具有些小片间距的珠光体组织，以适用于拉拔量大的线材，其工艺手段是依靠控冷来完成珠光体相变的在线控制。

·p.214·

在热带轧机上，能实现输出辊道上的控冷和卷取后的缓冷。这些过程使双相钢的在线生产成为可能，通过热机械处理和化学成分的优化以得到铁素体基体和马氏体岛的组织。这样的双相薄板钢具有低屈服强度和高加工硬化速率的综合特性，以确保高的成形性和高的冲压后的最终强度。直接铅浴淬火的线材和双相薄板钢都是适于进一步加工的产品。这种类型的热机械处理工艺将会得到更广泛的应用。

热机械处理工艺也能用于无相变的不锈钢。热轧条件决定了最终微观组织，可用加速冷却或直接淬火来控制碳氮化物的沉淀析出，从而省却离线固溶处理工序。在奥氏体未再结晶的形变热处理阶段，钢的小变形量通常能提高屈服强度，提高其与拉伸强度的比值。未再结晶区内的变形还控制再结晶过程，及其后固溶处理时的驱动力，从而得到所期望的晶粒尺寸。为达到控制微观组织，同样的技术也能用于无相变的铁素体不锈钢里。显然，已在各种不同的工业领域里被广泛地采用的热机械处理工艺将在发生相变和不发生相变的材料中能得到更进一步的应用。

5.7 附　　录

有效界面面积的计算

界面面积是再结晶或未再结晶拉长奥氏体晶界面积和形变带界面面积的总和。晶粒界面和形变带界面是唯一能用金相方法测定的形貌。这些面积可以用下列公式来估算（Und wood，1968）。对于轧板时被拉长的晶粒界面，可用平面-线性式：

$$S_{v.gb}=0.429\ (N_L)_{/\!/}+2.571\ (N_L)_{\perp}+\ (N_L)_1 \tag{5-13}$$

对于等轴晶粒的界面

$$S_{v.gb}=2\cdot N_L=2/D_\gamma \tag{5-14}$$

对变形带

$$S_{v.gb}=\rho/\sin\theta \tag{5-15}$$

总的界面面积，见公式（5-8）

$$D_{eff}=2/S_v \tag{5-16}$$

·p.215·

上述符号说明如下：

S_v 为有效的界面面积（mm^2/mm^3）；

$S_{v.gb}$和 $S_{v.db}$分别为晶粒界面和形变带界面面积；

$(N_L)_{/\!/}$，$(N_L)_{\perp}$，$(N_L)_1$ 则分别为沿轧向、厚度方向和横向单位长度上的截断数；

ρ 为形变带的密度（mm/mm^2）；

θ 为形变带与板厚间之夹角；

D_γ 是奥氏体晶粒直径；

D_{eff}为有效的晶粒直径。

本章所引用的 S_v 值是线性方程所采用的，而不是面—线性方程（5-13）所采用的值。

5.8 参 考 文 献

Abe, T., Tsukada, K., Kozasu, I. (1986), in: *HSLA Steels: Metallurgy and Application*: Gray, J. M., et al. (Eds.). Metals Park: ASM-International, pp. 103—111.

Abe, T., Tsukada, K., Kozasu, I. (1988), *Tetsu-to-Hagane* 74, 505—512.

Amano, K., Hatomura, T., Koda, M., Shiga, C., Tanaka, T. (1986), in: *Accelerated Cooling of Steel*: Southwick, P. D. (Ed.). Warrendale: TMS-AIME, pp. 349—365.

Amin, R. K., Pickering, F. B. (1982), in: *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*: DeArdo, A. J., et al. (Eds.). Warrendale: TMSAIME, pp. 1—31.

Araki, T. (1986), in: *HSLA Steels: Metallurgy and Application*: Gray, J. M., et al. (Eds). Metals Park: ASM-International. pp. 259—271.

Baker, T. N. (1980), in: *Hot Working and Forming Processes*: Sellars, C. M., et al. (Eds.). London: Inst. Metals, pp. 32—37.

Cottrell, A. H. (1958). *Trans. AIMME* 212, 192.

Cracknell, A., Petch, N. J. (1955), *Acta Met.* 3, pp. 186—189.

Cuddy, L. J. (1982), in: *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*: DeArdo, A. J., et al. (Eds.). Warrendale: TMS-AIME, pp. 129—140.

Cuddy, L. J. (1986), in: *Accelerated Cooling of Steel*: Southwick, P. D. (Ed.). Warrendale: TMS-AIME, pp. 235—243.

Duckworth, W. E. (1964), *Iron and Steel* 37, 585—588.

Duckworth, W. E., Phillips, R., Chapman. J. A. (1965), *J. Iron Steel Inst. London* 203, 1108—1114.

Glover, G., Sellars, C. M. (1973), *Metall. Trans.* 4, 765—775.

Graef, M. K., Lorenz, F. K., Peters, P. A., Schwaab, P. (1984), in: *HSLA Steels Technology and Application*: Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park: ASM, pp. 801—805.

Grange, R. A. (1964), in: *Fundamentals of Deformation Processing*: Backofen, W. A., et al. (Eds.). Syracuse: Univ. Press, pp. 299—317.

Hall, E. O. (1951), *Proc. Phys. Soc. Series B*64, PP. 747—753.

Hanemann, H., Lucke, F. (1925), *Stahl und Eisen* 45, 1117—1122.

Hansen, S. S., Vander Sande, J. B., Cohen, M. (1980), *Metall. Trans.* 11A. 387—402.

Inagaki, H., Kurihara, K., Kozasu, I. (1977), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 17, 75—81.

Inagaki, H. (1977), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 17, 166—173.

Inagaki, H. (1983), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 23, 1059—1067.

Inagaki, H. (1985), *Z. Metallkde.* 76, 85—91.

Irani, J. J., Burton, D., Jones. J. D., Rothwell, A. B. (1967), *ISI Publication* 104, 110—122.

Irvine, K. J., Gladman, T., Orr, J., Pickering, F. B. (1970), *J. Iron Steel Inst. London* 208, 717—726.

Jones, J. D., Rothwell, J. D. (1968), *ISI Publication* 108, 78—82.

JPVRC (1988), *WRC Bulletin* 334, *Review of Properties of Thermomechanically Processed Steels-Pressure Vessel Steels for Low Temperature Service*.

Kamino, H., Ueno, K., Tsukada, K., Hirabe, K. (1986), in: *Accelerated Cooling of Steel*: Southwick, P. D. (Ed.). Warrendale: TMS-AIME, pp. 195—203.

Kozasu, I., Kubota, H. (1971), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 11, 321—330.

Kozasu, I., (1972), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 12, 241—250.

Kozasu, I., Shimizu, T., Tsukada, K. (1972), *Trans. Iron Steel Inst Jpn.* 12, 305—313.

Kozasu, I., Ouchi, C., Sampei, T., Okita, T. (1977), in: *Microalloying* 75. New York: Union Carbide Corp., pp. 120—135.

Kozasu, I. (1984), in: *HSLA Steels Technology and Applications*: Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park: ASM, pp. 593—607.

Kozasu, I. (1986), in: *Accelerated Cooling of Steel*: Southwick, P. D. (Ed.). Warrendale: TMS-AIME, pp. 15—31.

Kozasu, I. (1988), *Proceedings of Thermec-88*: Tamura, I. (Ed.). Tokyo: Iron and Steel Institute of Japan, pp. 420—429.

Matsubara, H., Osuka, T., Kozasu, I., Tsukada, K. (1972), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 12, 435—443.

Matsuda, S., Kawashima, Y., Sekiguchi, S., Okada, M. (1982), *Tetsu-to-Hagane* 68, 435—443.

Nakasugi, H., Matsuda, H., Tamehiro, H. (1981), in: *Alloys for the Eighties*: Barr, R. Q. (Ed.). Greenwich: Climax Molybdenum Co., pp. 213—224.

Niikura, M., Yamamoto, S., Ouchi, C., Kozasu, I. (1984). *Tetsu-to-Hagane* 70, 1429—1436.

Oberhoffer, P. (1913), *Stahl und Eisen* 33, 1507—1513, 1564—1568.

Ohtani, H., Hashimoto, T., Komizo, Y., Murayama, J., Sawamura, T., Bessyo, K., Kyogoku, T. (1984), in: *HSLA Steels Technology and Application*: Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park: ASM, pp. 843—854.

Ouchi, C., Sanpei, T., Okita, T., Kozasu, I. (1977), in: *The Hot Deformation of Austenite*: Ballance, J. B. (Ed.), New York: AIME. pp. 316—340.

Ouchi, C., Tanaka, J., Kozasu, I., Tsukada, K. (1979), in: *ASTM STP* 672, *Philadelphia*: ASTM, pp. 105—125.

Ouchi, C., Okita, T., Ichihara, T., Ueno, Y. (1980), *Trans. ISIJ* 20, 833—841.

Ouchi, C., Okita, T. (1982), *Trans. ISIJ* 22, 543—551.

Ouchi, C., (1985), in: *High Strength Low Alloy Steels, Proceedings of International Conference held at The University of Wollongong*: Dunne, D. P., et al. (Eds.), Aug. 1984, pp. 17—27.

Petch, N. J. (1953), *JISI* 174, 25.

Petkovic-Djaic, R. A., Jonas, J. J. (1973), *Met. Trans*. 4, 621—624.

Phillips, R., Chapman, J. A. (1966), *JISI* 204, 615—622.

Pickering, F. B. (1978), *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. London: Applied Science Publishers.

Pickering, F. B. (1990), in: *Vanadium Microalloyed Steels*: Korchynsky, M., et al. (Eds.). Krakow: Association of Polish Metallurgical Engineers, 79—104.

Priestner, R., Early, C. C., Randall, J. H. (1968), *JISI* 206, 1252—1262.

Roberts, W., Sandberg, A., Siwecki, T., Werlefors, T. (1984), *in*: *HSLA Steels Technology and Application*: Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park: ASM, pp. 67—84.

Sakai, T., Ohashi, M., Chiba, K., Jonas, J. J. (1988), *Acta Metall*. 36, 1781—1790.

Sandberg, A., Roberts, W. (1982), in: *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*: DeArdo, A. J., et al. (Eds.). Warrendale: TMS-AIME, pp. 405—431.

Sekine, H., Maruyama, T. (1974), in: *Microstructure and Design of Alloys, Vol*. 1. London: The Metals Society, pp. 85—88.

Sekine, H., Maruyama, T., Kageyama, H., Kawashima, Y. (1982), in: *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*: DeArdo, A. J., et al. (Eds.). Warrendale: TMS-AIME, pp. 141—161.

Sellars, C. M. (1980), in: *Hot Working and Forming Processes*: Sellars, C. M., et al. (Eds.). London: Inst. Metals, pp. 3—15.

Sellars, C. M. (1988), in: *Proceedings of Thermec*-88: Tamura, I. (Ed.) Tokyo: ISIJ, pp. 448—457.

Smith, Y. E., Coldren, A. P., Cryderman, R. L. (1972), in: *Toward Improved Ductility and Toughness*.

Tokyo: Climax Molybdenum Development Co., pp. 119—142.

Speich, G. R., Cuddy, L. J., Gordon, G. R., DeArdo, A. J. (1984), in: *Phase Transformations in Ferrous Alloys*: *Marder*, A. R., et al. (Eds.). Warrendale: TMS-AIME, pp. 341—389.

Stattman, A. (1892), *Stahl und Eisen* 12, 550—558.

Taira, T., Matsumoto, K., Kobayashi, Y., Takeshige, K., Kozasu, I. (1984), in: *HSLA Steels Technology and Application*: Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park: ASM, pp. 723—731.

Tamehiro, H., Yada, N., Matsuda, H. (1985), *Trans. ISIJ* 25, 54—61.

Tamura, I., Ouchi, C., Tanaka, T., Sekine, H. (1988). *Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels*. *London*: Butterworth.

Tanaka, T., Funakoshi, T., Ueda, M., Tsuboi, J., Yasuda, T., Utashima, C. (1977), in: *Microalloying* 75. New York: Union Carbide Corp., pp. 399—409.

Tanaka, T. (1981), *International Metals Reviews* 1981 *No*. 4, 185—212.

Tanaka, T., Enami, T., Kimura, M., Saito, Y., Hatomura, T. (1982), in: *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*: DeArdo, A. J., et al. (Eds.). Warrendale: TMS-AIME, pp. 195—215.

Tsukada, K., Matsumoto, K., Hirabe, K., Takeshige, K. (1982), *IS&M* 9, No. 7, 21—28.

Tsukada, K., Kozasu, I., Matsumoto, K., Taira, T., Arikata, K., Hirano, O. (1984), *Pipeline Materials for Arctic Use, Paper presented at Western Canada Regional Conf. of NACE*. Edmonton. 1984.

Umemoto, M., Ohtsuka, H., Tamura, I. (1988), in: *Proceedings of Thermec*-88: Tamura, I. (Ed.). Tokyo: ISIJ, pp. 769—776.

Underwood, E. E. (1968), in: *Quantitative Microscopy*, New York: McGraw-Hill, pp. 77—127.

Vanderbeck, R. W. (1958), *Weld. J*. 37, 114s—116s.

Weiss, I., Jonas, J. J. (1979), *Metall. Trans*. 10A, 831—840.

Yamamoto, S., Ouchi, C., Osuka, T. (1982), in: *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*: DeArdo, A. J., et al. (Eds.). Warrendale: TMS-AIME, pp. 613—639.

6 冷加工和退火工艺

Roger C. Hudd

British Steel Technical, Welsh Laboratories, Port Talbot. U.K.

(沈梨庭 译)

目录

符号与缩语表

C_R	冷却速度
K，K_1，K_2	常数
K	参数
n	加工硬化指数
Q	激活能
r	变形率参数

r_m	变形率参数的平均值
sd	亚晶粒直径
ST	退火温度℃
T	绝对温度
ε	真应变
σ	真应力
φ_1，φ，φ_2	Euler 空间角度
θ	错位亚晶
AI	时效指数
AK	铝镇静
BH	烘烤硬化指数
CG	粗晶
El	延伸率
FC	炉冷
FG	细晶
HB	热带
HOWAQ	热水淬火
HSLA	低合金高强度
IF	无间隙
ND	法向
PCR	冷变形百分比
PHR	最大加热速度
RD	轧制方向
TD	横向
TS	拉伸强度
WQ	水淬
YPE	屈服点的延伸率
YS	屈服强度

·p.222·

6.1 前　　言

16 世纪首次轧制薄铁板，薄铁板是热轧的、供纵切和改制成镀锡薄板。稍后引入了冷轧，开始冷轧只是改善表面，现在由于下列众多理由已习惯应用冷轧和退火钢板。冷轧退火板具有良好的形状和平整度、清洁的表面和合适的表面粗糙度，以及宽度及厚度的公差小。其价格相对地便宜，成形的构件能容易地焊成复杂的部件，此类部件具有高的稳定性，高的稳定性获得部分由于部件的有效设计，也源于钢自身固有的高弹性模量。钢板可以镀覆包括锌和铝等其它金属而获得高耐蚀性，还可以在钢板表面喷涂耐蚀层和喜爱的装饰外表层（见第 7 章）。钢板能经济和良好地成形成各种各样复杂形状构件的能力面不产生裂纹、缩颈或皱纹是确保其连续不断地用作重要工业材料的原因。

过去 30 年钢板可成形性显著改善，一方面是由于用户更多要求的刺激，另一方面是炼钢和加工工艺实践的改进（详见第 7 章）。现在可以得到更加经济的化学成分，采用新的工艺操作，更精确地控制炼钢和加工工艺参数。另外，还开发了可成形的高强度钢板新领域。所有这些改进和发展都是与许多冶金机制，包括形成良好的冶金显微组织知识的发展同时发生的。

本章的目的是评论冷轧和退火钢板生产的冶金学原理以及强度与可成形性相结合能达到多大范围。钢种包括低碳钢和高强度钢。强度低于 200 或 220MPa，一般认为是低碳钢；强度大于上述极限则视为高强度钢。不同的强化机制适用于强度及强度与可成形性不同搭配的特定范围。

6.2　一般工艺原理

厚度小于 2—3mm 的薄板常用生产工艺包括以下工序：

板坯重新加热；

热轧；

酸洗；

冷轧；

退火；

平整。

某些很薄钢板，如厚度 < 0.2—0.3mm，两道冷轧工序需进行中间退火。钢坯重新加热温度至 1250℃或稍高使钢轧制时相当软，但也要能够获得一个适用的热轧显微组织，该组织能导致钢板退火后形成合适的最终显微组织。

·p.223·

冷轧将钢的厚度降低到需要尺寸，但也增加其强度和大幅度地降低可成形性。因此需要退火处理来降低强度和给予钢板最终使用所需要的可成形性。在退火过程中发生各种冶金变化，包括晶粒的恢复、再结晶和长大，析出和相变产物的生成、长大和溶解。这些取决于钢的化学成分和生产工艺的冶金变化复合的交互作用，控制着宽范围的性能

结合。

传统的退火采用室式工艺（Gordon，1961），室内几卷紧密的带卷相互叠装在一起。带卷被炉罩封闭，通常炉罩内含有5%氢的氮基保护气，保护气循环以促进热量从炉罩向钢卷传递。钢带通常在一天时间内加热到近700℃，在该温度下保温约一天，加热温度和保温时间均取决于钢的类型，然后在几天内冷至室温。1980年改进了室式退火，包括采用氢作为保护气氛（Wirtnik，1990）。这种氢改进了热传导特性，能使钢卷更快地加热和冷却，从而导致生产能力的增加。氢气保护退火虽然加热和冷却速度比氮氢保护退火更快，但可获得更均匀的温度。

另一种普遍采用的工艺是连续退火，整个工艺循环只有几分钟。这种工艺在1960年后期日本最初发展适用于可成形带钢，1970年世界各国即使高强度镀锡板的生产也普遍采用连续退火。镀锡板连续退火最初的冷却方法是气冷（Coscis，1964；Toda等，1973），但目前1.6mm或2.0mm以下薄材料更普遍地采用其它冷却方法，以有助于产生预设的最终显微组织。这些方法包括喷气冷却、冷水淬火、热水淬火或称HOWAQ，辊冷和水雾冷却。Inose（1985）对连续退火采用的加热和冷却方法作了评论。

连续退火提供了更快满足用户需求的可能性。钢能具有更合适的力学性能，改善平整度，清洁表面，最初生产成本低于室式退火，但是连续退火成本上的优越性除日本以外并不常被接受（Junius等，1988）。高强度钢连续退火经济上的优点较成熟，进一步改善经济上的好处要与退火前各道工艺系统的调整相结合。正如以后见到的那样，获得最高成形性的低碳钢连续退火，对钢的化学成分和先期工艺要求比采用"室式"退火多。

热轧通常能将钢板的厚度降至2到1mm，最终的厚度取决于钢的宽度和轧机的能力，冷轧的厚度大约可至3mm。但是如果冷轧材料需要可成形性，或表面，那么冷轧厚度仅适用热轧机厚度下限以上的厚度。冷轧变形率常用范围在40%—90%，其值取决于需要的成品最终厚度、宽度和可成形性。

·p.224·

6.3 一般可成形性研究

普遍承认钢的可成形性包括两个重要部分，钢的可拉伸性和可拉拨性。可拉伸性是衡量无裂纹和局部缩颈发生时钢的被拉伸能力，可拉拨性也是在无裂纹发生时，衡量钢被拉拔成一种元件的能力（见第7章）。

实践表明，加工硬化指数，在方程式中为 n，是衡量钢的可拉伸性的一个好指标。

$$\sigma = k\varepsilon^{n} \tag{6-1}$$

加工硬化指数 n 是拉伸试验中均匀塑性变形区内真应力 σ 与真应变 ε 的关系，k 是一个常数。普遍发现一种钢的屈服和抗拉强度增加，n 值降低（Gawne和Lewis，1985a）。因此通过确保钢具有足够低的强度，就能使低碳钢获得适当的可拉伸性。事实上这一点取决于低碳钢不发生沉淀析出、固溶和冷变形等强化效应情况下获得足够大的晶粒度。

钢的深拉性能可用变形率参数 r 来表示，r 参数最初是由Lankford等（1950）提出。r 定义为在拉伸试验中规定一个均匀变形值，一般为15%或20%以下，宽度变形与厚度变形的实际比率。平均值 r_m 可由下列方程式规定：

$$r_m = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4 \tag{6-2}$$

式中，下标值指的是拉伸试验与轧制方向之间的角度。

r_m 与冲拉成无裂纹圆柱状杯形之最大尺寸半成品之间有很好对应关系。由于上述原因和多年来冲压车间实践证明：r_m 值可以作为衡量某一种钢深拉性能一个相当值。众多研究工作表明钢中存在的织构方向决定 r_m 值。原则上，r_m 值取决于钢中存在所有织构组分，但发现某些织构组分对 r_m 更加重要。Whiteley 和 Wise（1962）及 Held（1965）着重指出：晶粒（111）面织构比例高，和平行于钢板表面的（100）面织构比例低时，产生高的 r_m 值。这些研究工作表明晶粒（111）面与（100）面织构组分之比与 r_m 值，即与钢的深冲拉性能之间存在良好的对应关系。图 6-1 是 Held（1965）得到的实验关系。图中表明钢中适当的可拉拔性能取决于获得（111）与（100）面织构组分之间的适当比例。在第 15 卷第 10 章中详细讨论金属和合金中结晶学织构的控制。

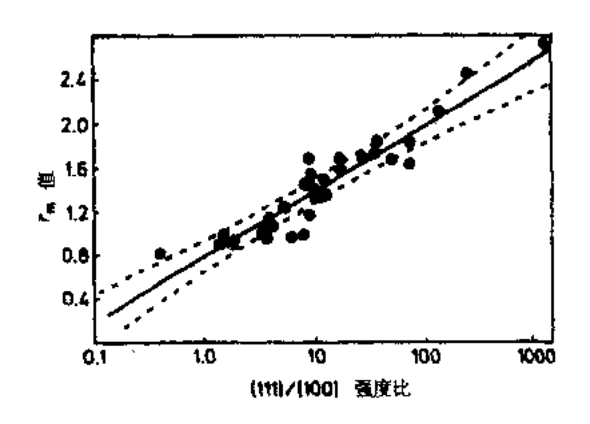


图 6-1 低碳钢板（111）面与（100）面织构组分强度比与 r_m 值之间关系（Held，1965）

·p.225·

在许多压制成形工艺中，包括拉伸和拉拔工艺，注意这种关系是有益的。Nishimura（1984）指出：获得满意的压制成形时，一个高的 r_m 值可补偿低 n 值，反之也一样。

6.4 织构形成的冶金基础

6.4.1 在冷变形中织构的发展

供冷轧和退火用热轧钢的正确工艺，通常组织由等轴晶粒和颗粒大小不同的碳化物和其它析出物组成。其位向织构时常很弱。冷轧时晶粒被延伸并产生变形亚结构。在冷轧变形中由于发生定向滑移晶体转动，位向织构逐步强烈，随着冷变形的增加平行于表面的（111），（100）和（112）面织构组分增加，而（110）面织构组分降低，如图 6-2 所示。图 6-3 是标明某些典型织构组分位置的冷轧钢代表性的（200）极图。

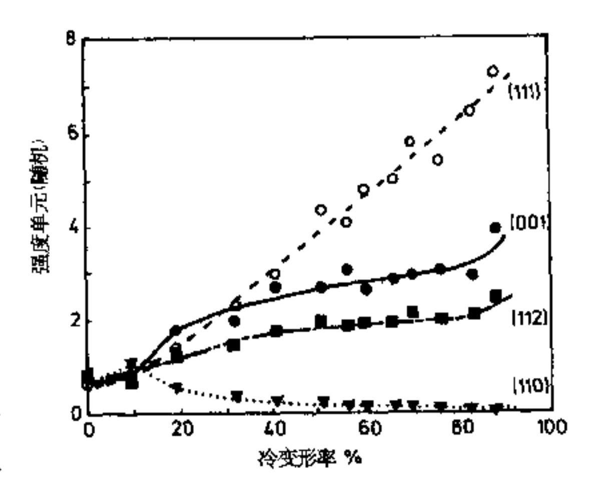


图 6-2 冷变形铝镇静钢变形织构分量的强度变化（Held，1965）

现已确信，正如 Hutchinso（1984）评述的那样，冷轧低碳钢的位向织构主要由两类组分构成。第一类是轧制方向［110］面部分纤维织构，并包括（001）$[1\bar{1}0]$ 直至

(112) [1$\bar{1}$0] 和 (111) [1$\bar{1}$0] 面，称为 α 纤维织构，第二类是完整的纤维织构，称 γ 纤维织构，平行于轧制面并包含 (111) [1$\bar{1}$0] 和 (111) [$\bar{1}\bar{1}$2] 面。

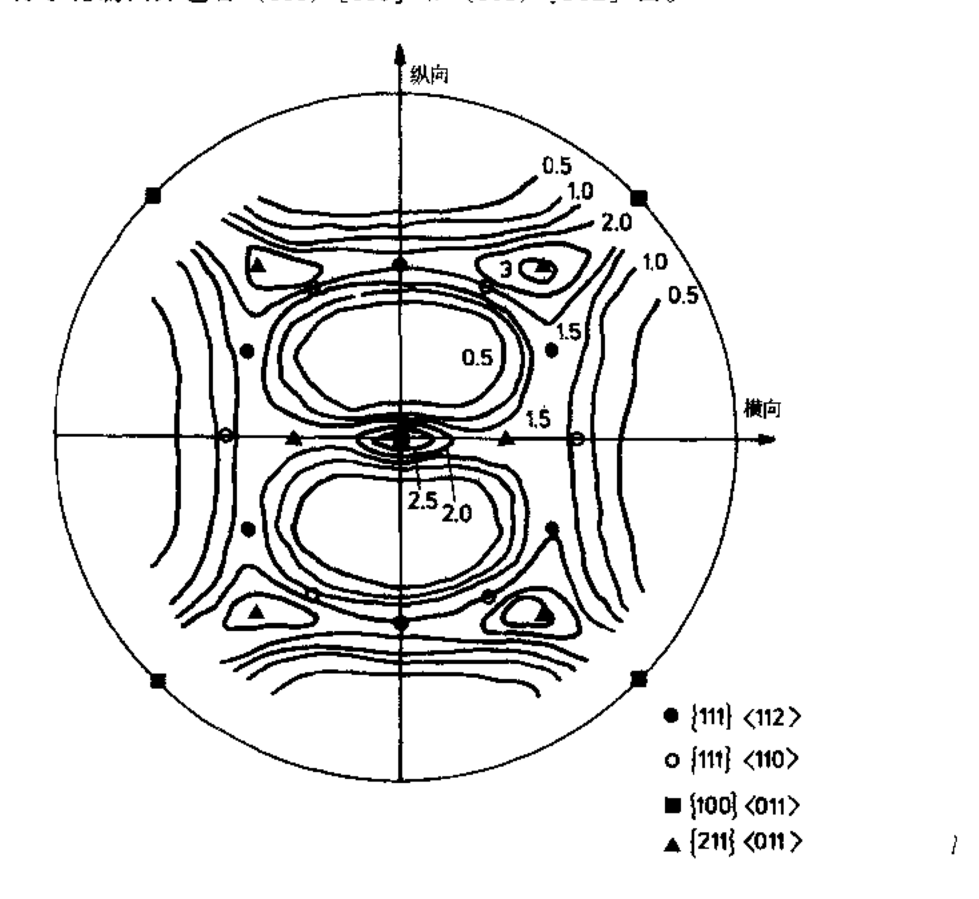


图 6-3 标明重要位向冷轧钢 (200) 面极图 (Hutchinson, 1984)

·p.226·

所有这些组分分量的强度，均可用 Euler 空间中位向分布函数来记录，这种方法最初由 Roe (1965) 和 Bunge (1965) 分别提出。在 Euler 空间中 [100]，[010] 和 [001] 面晶体坐标系统与物理坐标系统冷轧方向（纵向）RD，横向 TD，法向 ND 间的三维相关角 φ_1，φ，φ_2 如图 6-4 所示。图 6-5 是 (111) [121] 位向这些 Euler 角的球面投影图。图 6-6 描绘了某些主要位向，包括 α 和 γ 纤维位向的位置。在低碳钢的研究中，位向空间截面通常采用 $\varphi_2=45°$，因此该截面同时包含 α 和 γ 纤维织构。

·p.227·

图 6-7 说明真空脱气含 0.007%C 铝镇静钢变形织构随冷变形的增加而增长的规律。从中看出热轧初始织构并不完全杂乱，冷轧织构的增长分两个阶段，变形率 70% 前，从 (001) [1$\bar{1}$0] 到 (111) [1$\bar{1}$0] 部分 α 纤维位向和整个 γ 纤维位向都均匀增长，但 γ 纤维位向 (111) [$\bar{1}\bar{1}$2] 面密度择先增长。70% 以上的变形率，主要在 α 纤维位向 (112) [1$\bar{1}$0] 和 (111) [1$\bar{1}$0] 组分增长，而 α 纤维位向 (001) [1$\bar{1}$0] 面和 γ 纤维位向 (111) [$\bar{1}\bar{1}$2] 面保持不变。四种研究材料，包括铝镇静钢 (AK)、无间隙钢 (IF)、

0.007%C 真空脱气钢（VD）和纯铁的位向织构性质上相似，但各位向分量的强度有明显差别，如图 6-8 所示。热带原始组织的织构影响这些差别。但是进一步的研究工作表明，热带晶粒度也明显影响变形织构，如图 6-9 所示。热带晶粒度的增大造成位于晶界处的 α 纤维织构和 γ 织构强度明显增加。

·p.228·

其它的研究者也指出，纯铁的轧制织构似乎也受晶界效应的影响，并且在晶界附近产生大的位向变化。变形织构的所有这些差别，无疑会对再结晶中产生的织构有相应的影响。

图 6-4 用 Euler 角 φ_1，φ，φ_2 表示的晶体坐标系统 (100)，[010]，[001] 与轧制方向（纵向）、横向和法向之间关系

6.4.2 在再结晶中织构的发展

再结晶发生组织结构的变化，是由于取向核心和与晶界迁移相关的位向造成的。Dillamore（1972）提出取向生长关系可以解释，从轧制织构中产生再结晶织构。此外，Ibe 和 Lucke（1968）认为，27°（110）面转动无疑是新的晶粒长入体心立方金属最大生长速度的条件。因此，此类研究工作者认为取向生长是重要的。一般认为，取向核心效应是由于位向变形积聚能量的提高。Decker 和 Harker（1951）提出最高能量区再结晶晶粒首先成核，然后吸收不易成核低能区的能量。在 15 卷第 9 章讨论冷加工金属和合金在退火中的恢复和再结晶。

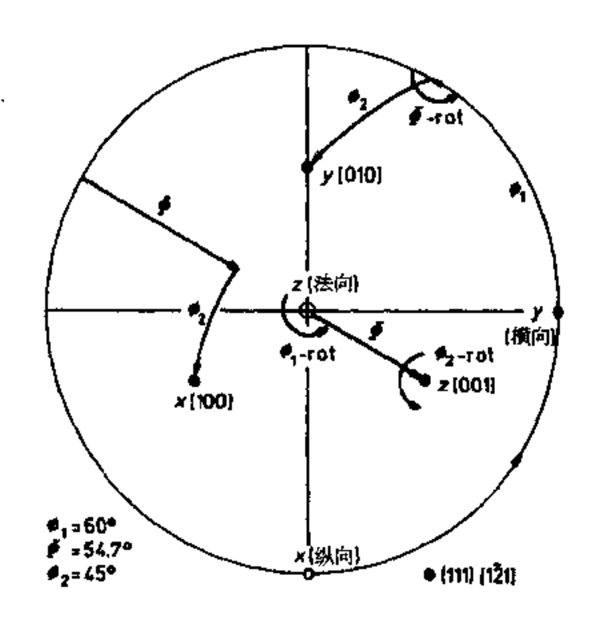


图 6-5 以（111）[$1\bar{2}1$] 面织构为例，通过 Euler 角转动（100）（010）[001] 面晶体坐标系统与试样轧制方向（纵向）横向和法向之间关系的球面投影图（Hu，1980）

·p.229·

变形积聚能量是由位错和产生亚晶结构的结果。在很低的变形率下，位错密度逐步增加，变形率超过 3.5%，无疑形成亚晶结构（Leslie 等。1963）。因此一般钢生产中采用的冷变形率，晶界的位错密度比亚晶高得多。Dillamore 等（1967）最先研究亚晶结构，详细揭示了如何导致再结晶

晶粒优先成核，并促使再结晶中织构的发展。冷变形率70%纯铁，亚晶尺寸和亚晶位向错位发生一系列变化。图6-10表明从（100）直到（112）、（111）和（110）亚晶直径依次降低，同时亚晶位错依次增加。此结果表明变形积聚的总能量依（100），（112），（111），（110）顺序增加。其它的研究工作者Takechi等（1968）采用X射线扩展技术，Every和Hatherly（1976）通过测量晶粒尺寸同样证实了这些结论。

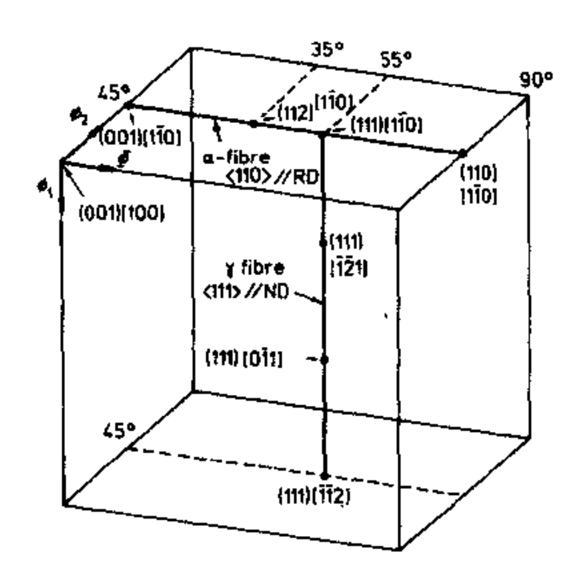


图6-6 包含α纤维位向（⟨110⟩//RD）和γ纤维位向（⟨111⟩//ND）的重要截面$\varphi_2=45°$之位向空间图（Emren等，1989）

·p.230·

目前已普遍认为（Emren等，1986）恢复和再结晶晶粒的核心最快发生在（111）取向晶粒，因该晶粒具有高的积聚能量。但是，在恢复的初期，从(001)[1$\bar{1}$0]到（112）[1$\bar{1}$0]的α纤维

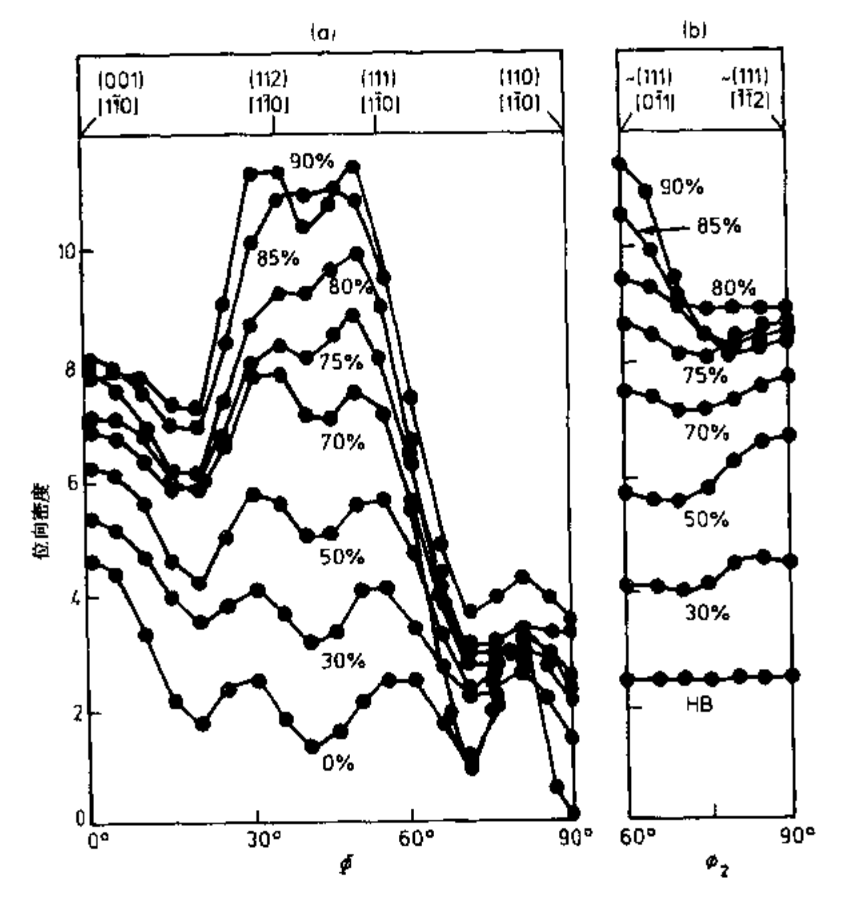


图6-7 0.007%C铝镇静钢轧制织构随冷变形率的增加而发展

a）α织构（b）γ织构轮廓线接近γ织构处出现最大位向密度（Schlippenback和Lucke，1986）

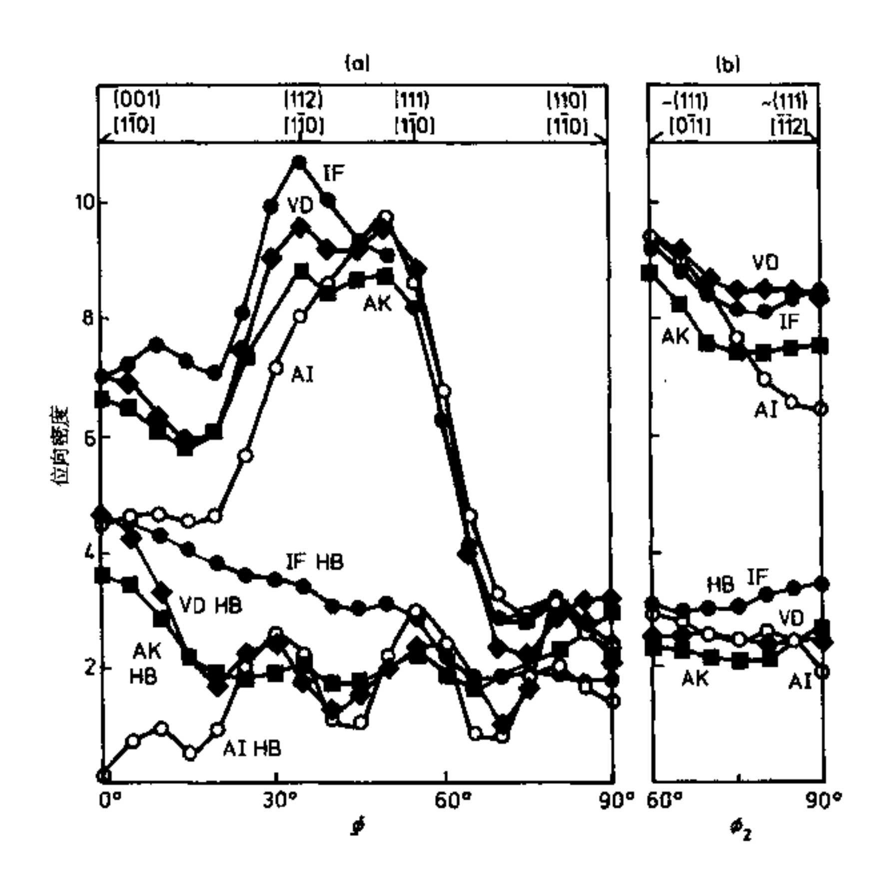


图 6-8 四种材料热轧和冷轧变形 80%时的 α 纤维织构

(a) 和 γ 纤维织构 (b) 的位向密度 AK、铝镇静钢 IF、无间隙钢

VO、0.007%C 真空脱气钢 AI. 纯铁 HB 表示在热带状态下的织构 (Schlippenback 和 Lucke, 1986)

织构位向密度有所增加，γ 纤维织构有所降低，如图 6-11 所示。这是由于变形引起的边界迁移的结果。进一步再结晶后，(111) [$\bar{1}\bar{1}$2] 位向密度有大的提升，(112) [1$\bar{1}$0] 分量密度相应降低。这是由于 (111) [$\bar{1}\bar{1}$2] 核心的取向生长从接近 (110) 面 35°转角这些接近最大晶粒生长速度处的位向所致。一般的结论是取向生长和取向核心均有效地促进再结晶织构的形成。再结晶完成后晶粒长大过程中，所有 γ 纤维织构组分强度的增加是由于 γ 纤维晶粒尺寸上的优势择优生长所造成。

图 6-12 说明沸腾钢随着冷变形率的提高，再结晶晶粒尺寸逐步降低，这就表示核心频率随着冷变形率的增加而增加，这与冷变形积聚能量的相应增加是一致的。

6.4.3 热带晶粒度的影响

织构和退火晶粒度的发展和长大都受到冷轧前原始晶粒度的影响。热带晶粒增大导致 (111) 和 (211) 织构组分强度降低，(110) 强度升高，(100) 织构强度无明显变化 (Ono 和 Nishimoto, 1986)。此外，在冷轧过程中，原始晶界附近区域有利于具有高位错密度的 (111) 位向发展 (Abe 等, 1982)。在后来的退火中，(111) 取向晶粒优先在原始晶界区形成。晶界区局部再结晶温度低于晶粒中心温度。因此相同原始晶粒，由于原先晶界附近材料体积较大导致 (111) 织构分量更高的强度。高的冷变形率和小的热带

晶粒度，均可增强（111）再结晶织构（Schlippenbach 和 Lucke，1986）。采用大的冷轧变形率特别有利于（111）[$\bar{1}\bar{1}$2] 组分发展，因为这些组分通过取向长入（112）[1$\bar{1}$0] 母

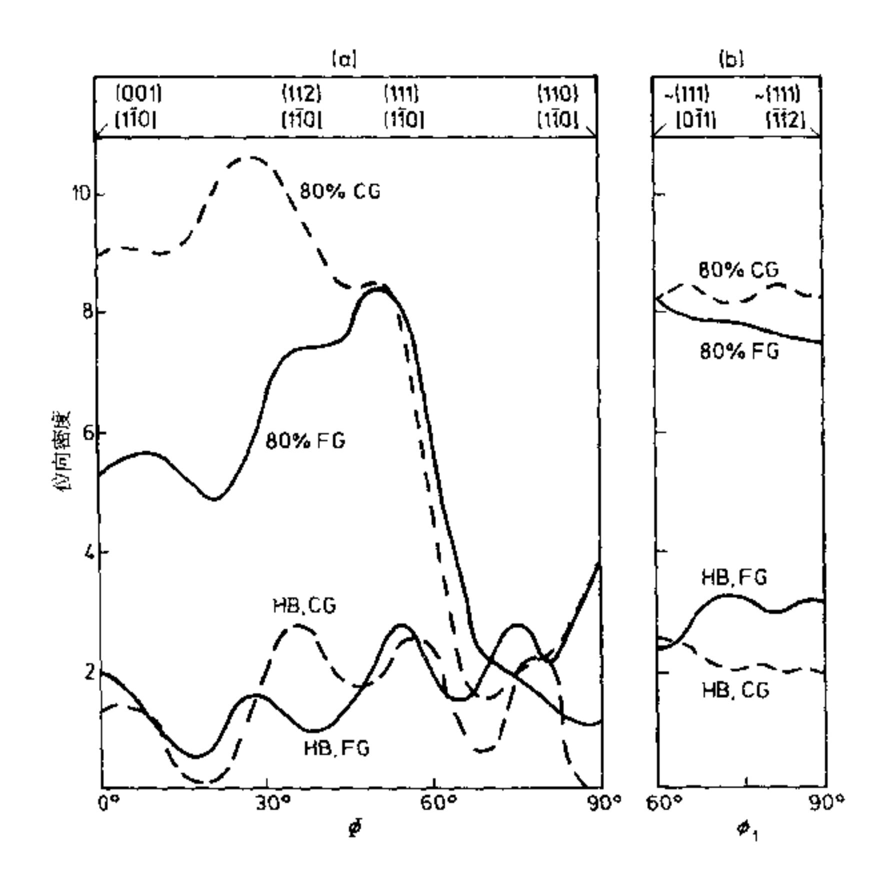


图 6-9 0.007%C 钢在热轧（HB）和 80%冷轧状态下，热带晶粒度对冷轧织构发展的影响。CG、粗晶 150μm FG、细晶 22μm

（a）α 纤维织构 （b）γ 纤维轮廓线（Schlippenback 和 Lucke，1986）

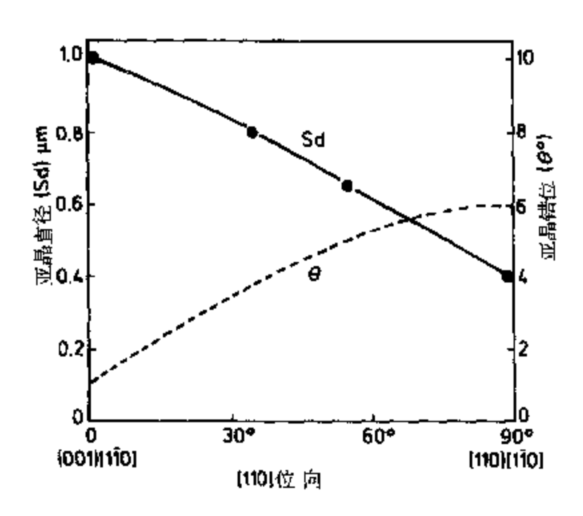


图 6-10 从（001）[1$\bar{1}$0] 到（110）[1$\bar{1}$0] 位向亚晶直径（sd）和亚晶错位（θ）值的变化（Dillamore 等，1967）

体而发展，这些母体得到了高冷变形的强化。

·p.231·

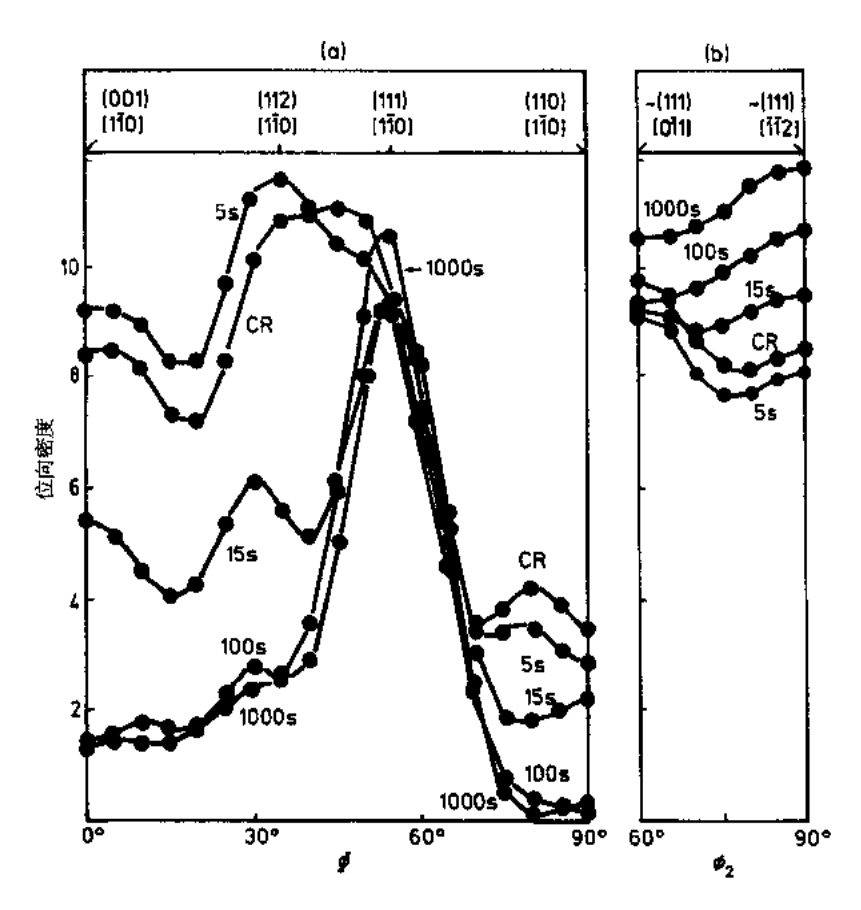


图 6-11　真空脱气钢 700℃再结晶退火中位向密度的发展
（a）α 纤维织构　（b）γ 纤维织构（Emren 等，1986）

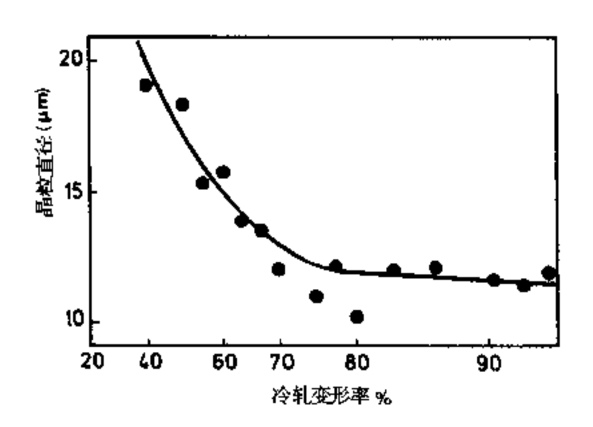


图 6-12　室式退火沸腾钢晶粒尺寸随冷轧变形率的变化（Evans，1967）

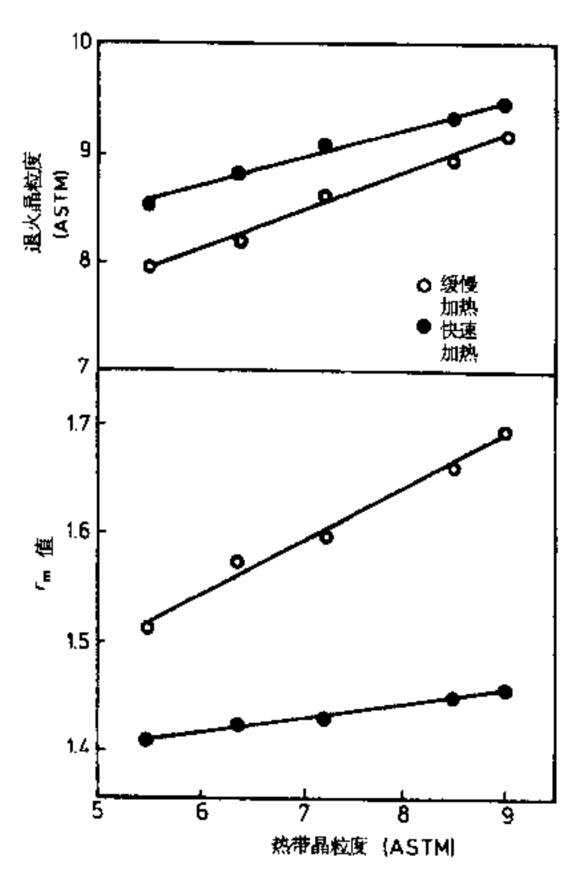


图 6-13 热带晶粒度对铝镇静钢 100℃/h 加热至 700℃保温 1h，50℃/h 加热至 700℃保温 1.5min 时再结晶晶粒度的影响（Ono 和 Nishimoto，1986）

铝镇静钢改变碳含量，降低热带晶粒度也导致再结晶晶粒度降低，如图 6-13 所示。退火晶粒度的变化，明显小于原先热带晶粒度的变化，缓慢加热与快速加热相比，晶粒度粗，r_m 值高，当沸腾钢原始热带晶粒很粗时，再结晶晶粒度比原始晶粒小得多。因此大部分再结晶晶粒生长入本身冷加工晶粒的母体。而原始细晶粒时，即使在再结晶初期，大部分再结晶晶粒要穿过好几个冷加工晶粒成长。这些差别无疑促使粗晶粒钢比细晶粒钢具有更大的再结晶温度范围。对粗晶粒材料，可以看到再结晶晶粒度明显变化于原先冷加工晶粒之间。

·p.232·

6.4.4 临界退火过程中相变的影响

普遍认为高于再结晶温度的退火能导致织构和晶粒度的改变。如 Emren 等（1989）发现，再结晶后（111）位向强度增加，而此时沉淀析出不能阻止晶粒生长。（111）晶粒因为具有较其它位向尺寸大、数量多的优势继续生长。在临界退火时，奥氏体转变，优先在无序的处于粗渗碳体块附近的小晶粒开始（Emren 等，1989；Dillamore，1972；Hutchinson，1984），未转变的（111）晶粒通过晶粒成长或冷却过程中的逆转变而发展，利用转变晶粒发展未转变（111）铁素体晶粒的位向（Horta 等，1972）。在较高退火温

度，(111) 组分的强度大大降低，此时从单一位向发展为大量位向完全奥氏体化 (Emren 等，1989)。铝镇静钢这些织构变化示于图 6-14，此例说明了上述效果。当退火温度从 600℃升至 850℃，织构强度增强，退火温度升至 950℃，织构强度明显减弱。

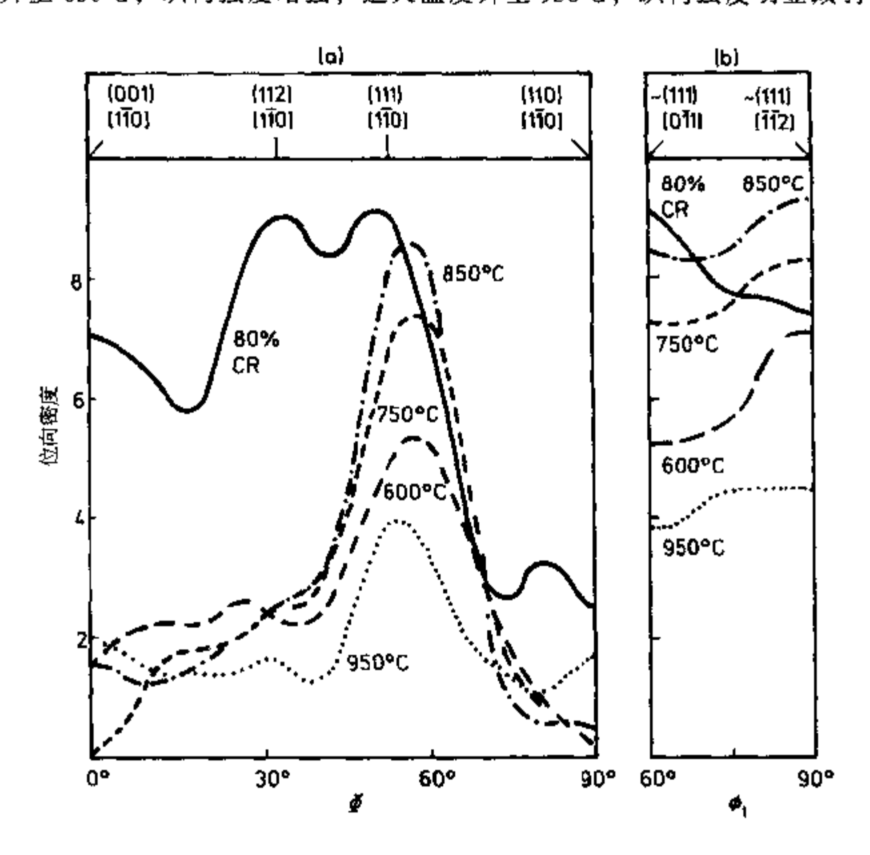


图 6-14 冷变形 (CR) 80%铝镇静钢以 1.7℃/s 加热到不同温度保温 150s 时退火织构的变化 (a) α 织构 (b) γ 织构 (Emren 等，1989)

6.4.5 碳和氮的影响

碳或氮的存在，通过多种机制对低碳钢组织发展和性能有较大影响，这些机制取决于碳和氮的形态。这些形态包括：

1) 在冷轧过程中它们何时溶解；

2) 在再结晶过程中它们何时溶解；

3) 退火后它们何时溶解；

4) 在冷轧过程中它们何时呈粗颗粒形态；

·p.233·

5) 在退火过程中它们何时呈细颗粒形态。

下面分别介绍这些影响。

6.4.5.1 固溶碳和氮在冷轧过程中的影响

Nomura 等 (1975)，Abe 等 (1981)，Okamoto (1984)，Lavigne 等 (1981)，Ushioda 等

(1981) 和其他学者都表明:固溶碳在冷轧过程中对组织结构的发展有重要影响。具有高固溶碳含量钢,在轧制过程中不断变形时,会导致形成剪切带,剪切带在 (111) [$\bar{1}\bar{1}$2] 位向晶粒形成,并导致在退火中,容易成核促进吸收 (111) 位向而形成 (110) 位向。固溶氮也有类似的影响。

6.4.5.2 固溶碳在再结晶过程中的影响

众多研究者表明,在退火过程中固溶碳有不利的影响 (Okamoto, 1984), Kubotera 等, 1977; Hutchinson 和 Ushioda, 1984)。在再结晶过程中,随着固溶碳含量增高逐渐降低 (111) 组分,而低固溶碳含量, (111) 组分初始的降低可由再结晶退火后期增加的 (111) [$\bar{1}\bar{1}$2] 组分来补偿 (Ushioda 等, 1986; Hu, 1978)。

普通低碳钢正常生产时,热轧和成卷后缓慢冷却,导致碳几乎完全析出。所以在再结晶加热过程中,冷轧后未溶解碳量的变化,通常能引起固溶碳的变化,实际上这些变化取决于加热速度,碳化物颗粒间距和再结晶温度。这一情况被 Ushioda 等 (1986) 从理论上处理成图 6-15。在缓慢加热过程中,碳溶入固溶体逐渐达到平衡水平,因此与碳化物颗粒间距无关。在快速加热时,即使再结晶温度高于缓慢加热,在再结晶开始时固溶碳量较低,其固溶量取决于碳化物颗粒间距。

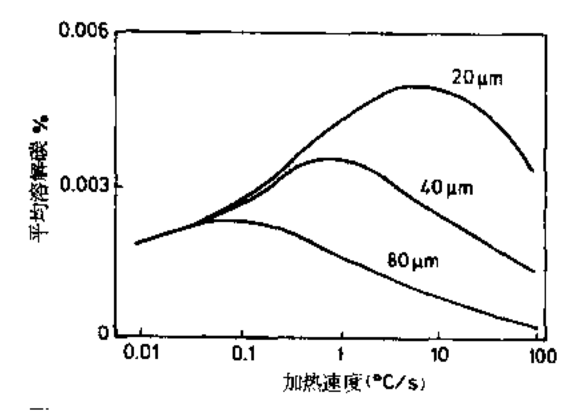


图 6-15 在退火中,碳化物体积百分率为 0.01 时不同碳化物间距和加热速度下平均溶解碳量的计算值 (Ushioda 等, 1986)

固溶碳的主要影响是提高次要织构组分的比例,从而降低有利于良好拉拨性的重要织构 (111) 组分比例 (Ushioda 等, 1986)。这种现象的存在,是由于高碳含量比低碳量具有多得多的再结晶晶粒,如图 6-16 所示。

Emren 等 (1986) 认为碳和锰共存于固溶体对发展织构不利,纯铁中良好的加工织构能固溶碳而不溶锰,在钛轴承钢中固溶锰而少量溶碳。这两种材料都有强烈的 (111) 织构。Emren 等人认为,碳锰双重通过位错和亚晶界强烈地影响这两种钢不良织构的发展。纯铁和钛轴承钢中,没有碳锰复合双重影响,是这些材料具有良好织构的原因。这种看法与 Abe (1981) 早期工作一致。

·p.235·

6.4.5.3 固溶氮在退火过程中的影响

众多研究者,包括 Toda 等 (1975), Takahashi 和 Okamoto (1979), Takahashi 等 (1979), Okamoto 和 Mizui (1985) 研究了固溶氮在连续退火过程中对组织结构发展的影响。高的固溶氮量相关联的是一个不良的织构。低的 r_m 值和细的晶粒度。因此固溶氮具有类似于固溶碳的影响 (Hutchinson, 1984)。如在 6.4.6.2 节中讨论的那样,铝镇静

钢在室式退火过程中，氮的作用主要是形成氮化铝。

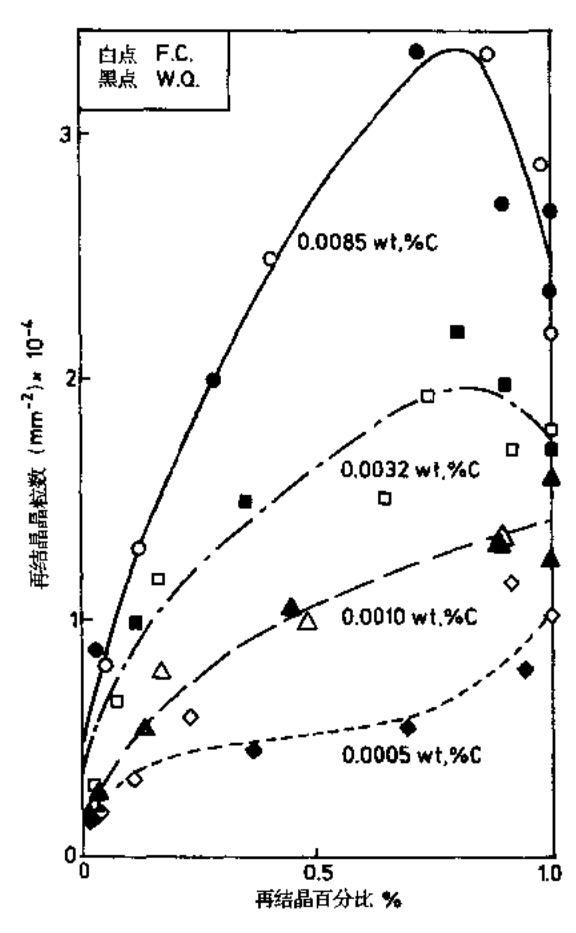


图 6-16 冷变形 70%，从 700℃炉冷（F.C）或水淬（W.Q），不同碳含量的钢在 650℃等温退火中再结晶晶粒数随再结晶百分比的变化（Ushioda 等，1986）

6.4.5.4 退火后碳析出的影响

碳和氮的主要影响实质上是由固溶于铁产生固溶强化。含 0.04%C 的钢室式退火后缓慢冷却时，固溶碳在退火早期实际上在未溶碳化物上析出。当碳含量降低时，未溶碳化物间距增大，固溶碳的析出更困难。图 6-17 是固溶体中的残余碳。这些固溶碳造成固溶强化和形变时效，也有利于如 6.7.2.2 节所述的烘烤硬化（见第 7 章）。

由于连续退火时间短，钢中碳的析出更困难。所以正确冷却工艺的选择应尽可能地促使碳的析出。图 6-18 是一个完整工艺循环的示意图。从 C 至 D 的缓慢冷却目的是减少变形和能使快冷前形成高溶质碳。从 D 至 E 段的快冷目的，是在 E 处保持高的固溶碳，使在 E 至 F 段过时效过程中具有高的析出驱动力。另一种方法是将钢从 D 水淬至近室温 E′，再加热到过时效温度。在过时效过程中，碳的析出是通过碳扩散到铁素体晶界，新的析出在晶粒内形成和长大。合适的冷却工艺应使析出物形成具有较短的析出扩散距离和较完善的过时效，不形成很细的碳化物而造成强化。

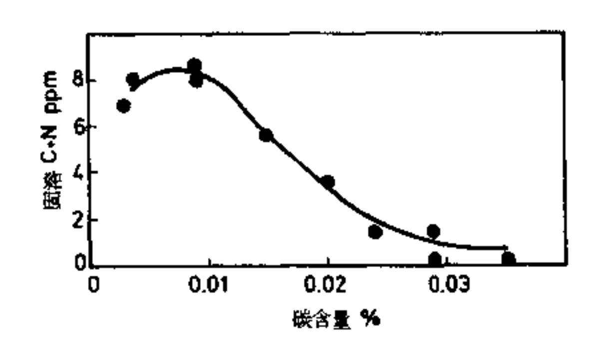


图 6-17 碳含量对室式退火后固溶体中残余碳＋氮含量的影响（Hanai 等，1984）

·p.236·

Obara 等（1982）详细研究了这一情况，他确认了导致析出物单独成核的条件。当冷却速度增加，降低过时效温度和提高晶粒度时，形成单独碳化物的倾向性增高。图 6-19 是不同过时效温度和冷却速度下形成单独碳化物核心的极限晶粒直径。碳化物之间的间距，取决于快冷到过时效温度保留的碳量和过时效温度。图 6-20 表示过时效温度在 250—300℃间产生最密集的碳化物，该温度取决于起始过饱和碳含量。

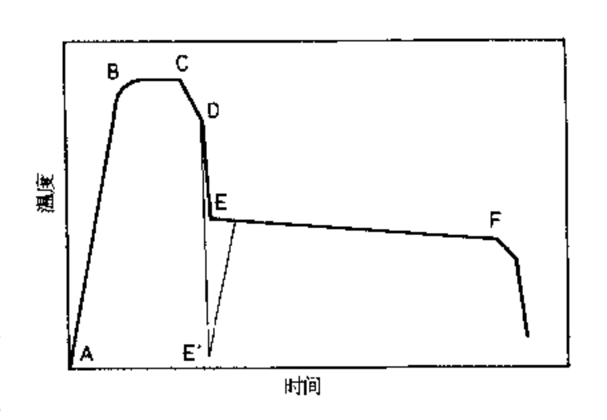


图 6-18　典型连续退火工艺循环示意图

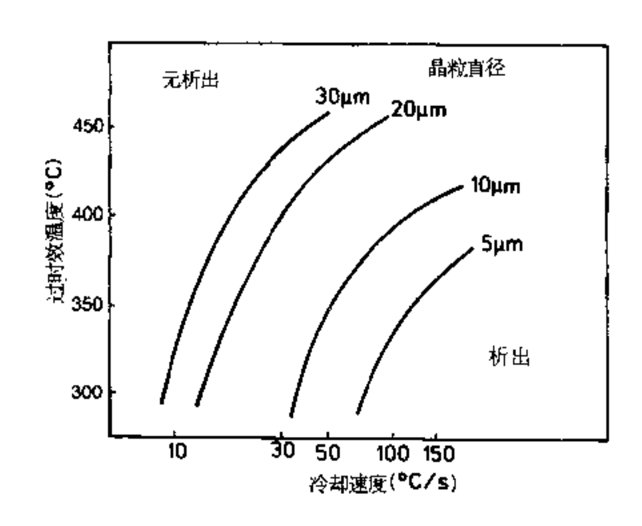


图 6-19　过时效前 10—150℃/s 冷却速度，晶粒内析出碳化物的临界晶粒直径（Obara 等，1982）

6.4.6　颗粒的影响

6.4.6.1　粗颗粒的影响

能有影响的粗颗粒主要是碳化物，因为在正常氮含量内氮化物颗粒数太少，除非氮化物粗化得对结构有可察觉的影响。

在轧制过程中，碳化物颗粒直径足够时，即 0.5 到 1.0μm，造成为再结晶优先成核的局部急烈变形区（Gawne 和 Higgins，1969；Abe 等，1981）。所以有效的再结晶核心增多并产生细晶粒（Gladman 等，1971）。大颗粒也影响再结晶核心的位向，使其成为更无序织构（Gawne 和 Higgins，1969）。但 Gawne 和 Higgins（1971）也证实核心优先发生在成对或成群颗粒上，即使这些颗粒各个都小于临界尺寸 1μm。当冷变形率增加时，铝中有助于成核的矽颗粒临界尺寸降低，在钢中对粗的碳化物也有相类似的关系。

·p.237·

6.4.6.2 包括氮化铝在内的细颗粒对再结晶的影响

细碳化物颗粒在退火中能迅速溶解，因此可以在再结晶过程中，通过固溶碳促进不良织构的发展。如6.4.5.2节所述。铝镇静钢室式退火过程中，氮化铝的影响主要是在再结晶中改善深拉拔性。氮化铝造成（111）织构增强，（100）织构组分降低，同时形成扁平晶粗组织。冷变形前铝和氮固溶时氮化铝带来有益的效果（Leslie 等，1954），这是由于通过冷变形 AlN 析出或在亚晶界上铝和氮原子形成束团所造成（Michalak 和 Shoone，1968；Goodenow，1966；Jolley，1967）。这一效果与恢复和亚晶长大受阻和再结晶温度升高相关联，相当于同一钢冷变形前热处理成氮化铝析出的效果。

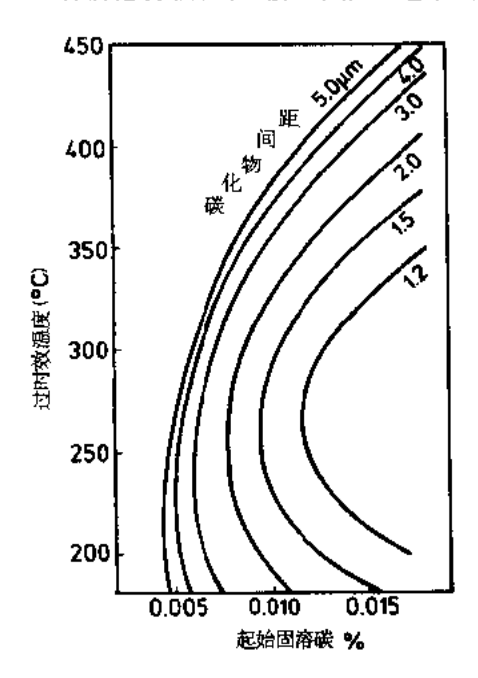


图 6-20 过时效温度和过时效前固溶碳含量对碳化物平均间距的影响（Katoh 等，1984a）

在一定的铝含量下，增加氮造成再结晶更明显延缓，这也与织构的改善相一致（Kubotera 等，1969）。然而通过 r_m 值测定显示，改善织构并不需要过分延缓再结晶（Cawne 和 Hudd，1975）。再结晶的延缓强烈取决于能生成析出相的体积百分比，但最佳的织构发生在再结晶足够受阻和由于颗粒粗化，氮化铝颗粒减少带动晶界移动之时。

Meyzaud 等（1975 年）采用测定电阻来研究氮化铝的析出发现，当完成氮化铝析出，再结晶开始时形成典型的扁平晶粒结构和良好织构。他们也认为不利（100）组分的减少和有利（111）组分的增强是由氮化铝颗粒缓慢粗化造成的。存在一个取决于析出相体积百分比的不同的临界颗粒尺寸，但允许除去（111）及（100）亚晶晶界。对含 6×10^{-4}体积百分比析出相的钢，（111）位向的临界颗粒尺寸约 170μm，而（100）位向为 2.8μm。析出相的缓慢粗化导致（111）组分的优先发展，由于其它位向成核受到限制而造成粗的晶粒度。

·p.238·

近代 Thibau 等（1986）在 Meyzaud 等（1975）观点基础上提出一个模型，氮化铝聚合有利于（111）组分的发展。少量超过与氮相结合所需的铝量，带来氮化铝的缓慢粗化，因此特别助长（111）织构发展。

普遍同意 Hutchinson（1984）的看法，扁平晶粒结构是由氮化铝在冷加工前晶界上优先析出，对晶界移动产生一个不均匀的障碍。此外拉长的变形结构，也是平行于表面晶粒生长速度增加的原因。合适的深拉拨性与产生最大的晶粒拉伸和最粗的晶粒度同时发生（Shimizu 等，1964 年）。

冷变形前热带中生成的氮化铝析出相太粗，因此数量太少对铝镇静钢再结晶没有明显影响。因此室式退火中钢的再结晶，某种程度上类似于沸腾钢。

6.4.6.3 较稳定碳化物和氮化物的影响

相对稳定的碳化物和氮化物，如碳化铌和氮化钒，对再结晶的影响与氮化铝显著不同（Gladman 等，1971）。在冷变形前存在这种颗粒则有很大影响。虽然颗粒直径约 20μm 时对再结晶没有足够的影响，但直径小于 5μm 的颗粒有很明显的影响。这是由于这些颗粒与位错的相互作用延缓了恢复，与亚晶界的相互配合延缓了亚晶界的移动。

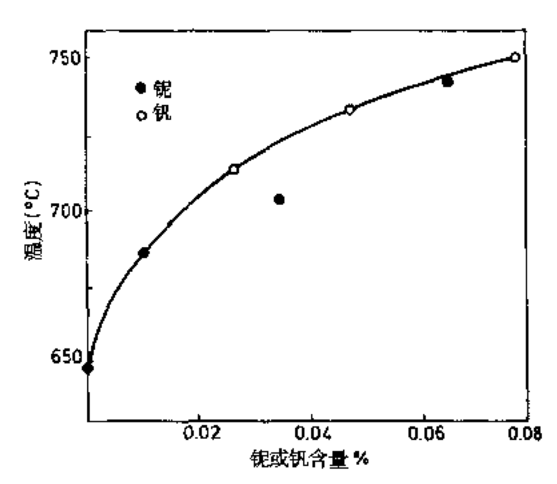


图 6-21 完成再结晶温度随合金含量的变化，再结晶退火时间 1min（Pradhan，1984c）

众所周知，高强度钢中，铌、钒和钛与碳加氮的配比低于理想比例，即应用了细颗粒效应。合金元素的加入，铁素体再结晶温度显著升高，如图 6-21 所示。当铌或钒含量增加时，再结晶温度逐步升高，并且细的析出相体积百分比相应增加。这类钢的 r_m 值低（Nishimura，1984）。微合金钢的再结晶行为进一步证实，再结晶延缓并不是为有利良好拉拔性而发展有利织构的一种充分条件。加入合金的优点是细化晶粒获得高强度，并产生沉淀强化。但是大部分细化的晶粒是由热轧带晶粒细化造成的。

·p.239·

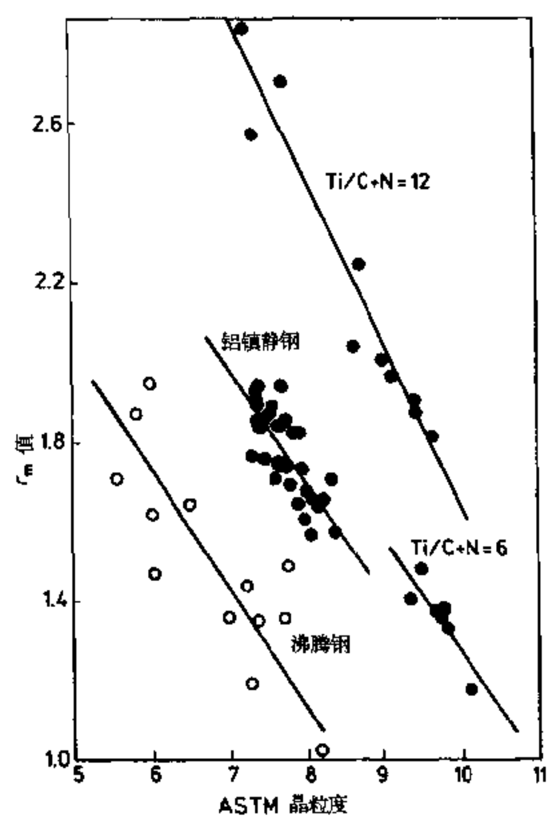


图 6-22 四种冷变形率 70% 的钢，退火成不同程度的晶粒长大量时，r_m 值随晶粒度的变化（Karlyn 等，1968）

钢中钛或钒与碳加氮的配比大于理想比例值时，此类钢称无间隙钢或 IF 钢，也具有比不加合金的钢高的再结晶温度，但此类钢具有为获得深拉拔性的良好织构。许多学者都认为，良好的织构主要是合金析出相对再结晶过程的延缓作用造成的。Hutchinson（1984）认为，也被 Emren 等（1984）证实，缺少间隙碳和氮是此类钢具有优良织构的原因。

6.4.6.4 第二相颗粒对晶粒长大的影响

相当细小第二相颗粒的另一个重要影响是抑制晶粒长大。Gladman（1980）认为，颗粒大小和分布有重要影响，抑制晶粒长大作用的降低取决于颗粒的粗化。存在一个晶粒发生长大的临界颗粒尺寸。该尺寸取决于第二相颗粒的体积百分比，基体的晶粒度和晶粒度的均匀性。含有粗颗粒的材料中显示高程度的延缓晶粒长大，只有最大尺寸的晶粒能得到生长，而没有颗粒或不含有效颗粒材料中，所有具有足够尺寸的晶粒均得到生长。Karlyn 等（1968）发现的在各种这类钢中晶粒度与 r_m 值的关系，如图 6-22 所示，证实了（111）取向晶粒有一个选择性长大需要的晶粒尺寸的趋势。这一结论也被 Dillamore 和 Hutchinson（1971）通过直接测定所证实。

6.4.6.5 置换式固溶体元素的影响

实践中最感兴趣的置换式固溶体强化元素为锰、磷和硅。这些元素对织构的发展，晶粒细化和相变都有重要影响，它们在高强度钢的改型中起着重要作用，在低碳钢的生产中，这些元素相当低的含量仍是一个重要的影响因素。这些元素的各种影响在第 6.7.1 和 6.7.2 节中详细讨论。
·p.240·

6.5 采用室式退火生产低碳钢

传统的室式退火工艺生产低碳钢应用于沸腾钢和铝镇静钢，沸腾钢全面采用，但应用成形性时采用此工艺很困难。在连铸广泛应用的情况下，铝镇静钢也只适用于低成形性级别。虽然西欧钢产量 90%已采用连铸，但世界总钢产量只有 60%采用连铸。所以还选择了沸腾钢的室式退火一节。

6.5.1 沸腾钢的室式退火

6.5.1.1 钢的化学成分

室式退火沸腾钢板一般碳含量降到约 0.03%—0.05%，碳含量取决于对强度和成形性的需要（见第 7 章）。增加碳含量造成晶粒度和 r_m 值降低（Matsudo 和 Shimomura，1970）和强度的增加。

氮含量增加幅度直到约 0.005%，降低 r_m 值（Takahashi 和 Okamoto，1978），而进一步的影响是造成变形时效，能导致冲压前温室存放过程中成型性能的恶化。

锰含量的降低导致 r_m 值的逐步增加（Teshima 和 Shimizu，1965 年；Hu 和 Goodman，1970），但是，锰含量的影响也取决于碳含量。含 0.02%—0.04%C 和 0.1%—0.2%Mn 冷变形率 85%的钢得到高 r_m 值。

6.5.1.2 热轧

热轧在单相奥氏体区进行，虽然成卷温度对热轧卷的强度有显著影响，但对冷轧和

退火后的强度影响很小。根据 Grasshoff 等（1970）的研究报道，成卷温度从 550℃增加到 750℃，热带卷的屈服强度提高 25—57MPa，但相对应地对冷轧和退火后屈服强度的影响低于 13MPa，成卷温度对 r_m 值的影响不大。

6.5.1.3 冷轧

冷变形约 60%时可获得满意的 r_m 值（Whitely 和 Wise，1962），但适宜的冷变形也取决于钢的碳含量和退火温度，如图 6-23 所示，当钢的碳含量降低，退火温度提高，获得最大的 r_m 值。Matsudo 等（1978）认为合适的冷变形率，在室式退火缓慢加热的情况下，与某一固定碳含量下碳化物大小关系不大，而 r_m 值随碳化物尺寸增大而提高。Evans（1967）则表明，退火后的晶粒度随冷变形率的增加而降低，从而对屈服强度有一个相对应的影响。

·p.241·

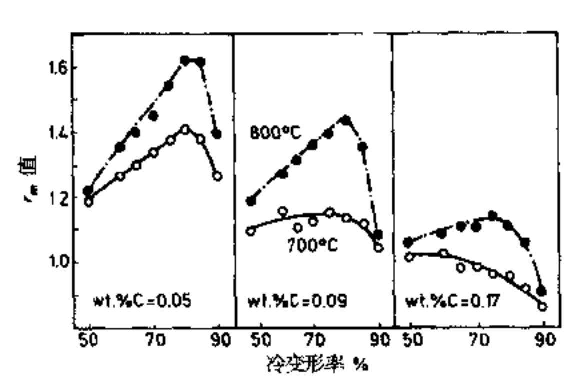


图 6-23 r_m 值随不同碳含量钢中冷变形率的变化。钢的加热速度 100℃/h，700℃或 800℃退火时间 5h（Matsudo 和 Shimomura，1970）

6.5.1.4 退火

加热速度从 10℃/h 变至 400℃/h，r_m 值稍有降低，而对室式退火沸腾钢的晶粒度或屈服强度没有明显影响（Shimizu 等，1964）。

众所周知，晶粒尺寸随退火温度和时间的增加而提高，从而相应地提高了 r_m 值，降低了强度。颗粒粗化和晶粒长大对退火中沸腾钢的软化影响程度不大（Gawne 和 Lewis，1986）。他们认为沸腾钢在普通室式退火温度下的软化动力学可用激活能参数来描述。钢中碳含量强烈影响这一参数，0.025%C 其参数为：490kJ/mol，碳含量增到 0.1%参数变到 280kJ/mol，碳化物的分布通过影响晶粒生长也对参数发生重要影响。碳含量 0.056%，冷变形率 60%的钢，不同退火温度和时间下的硬度值示于图 6-24。

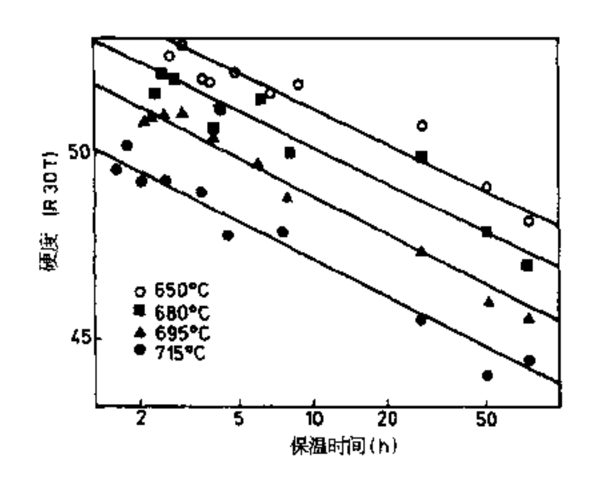


图 6-24 沸腾钢硬度（R30T）随退火温度和保温时间的变化（Gawne 和 Lewis，1986）

6.5.2 铝镇静钢的室式退火

铝镇静钢室式退火工艺生产近数 10 年内逐步得到改善，在 1980 年屈服强度至

210MPa 是可以接受的。但现在屈服强度低于 210MPa，应用更加困难。另外，钢的所有性能必需更加协调。

6.5.2.1 钢的化学成分

影响室式退火铝镇静钢性能的主要元素是铝、氮和碳含量，次要元素为锰。合适的可固溶铝和氮含量分别为 0.025%—0.04%和0.005%—0.010%（Brammar等，1972；Shimizu 等，1964），图 6-25 所示是稍微超出上述成分区间的可接受的 r_m 值。高铝含量得到高强度和低的 r_m 值。氮含量约 0.005%得到最低的屈服强度，氮含量大于 0.01%强度明显增加，伴随着延伸率降低。

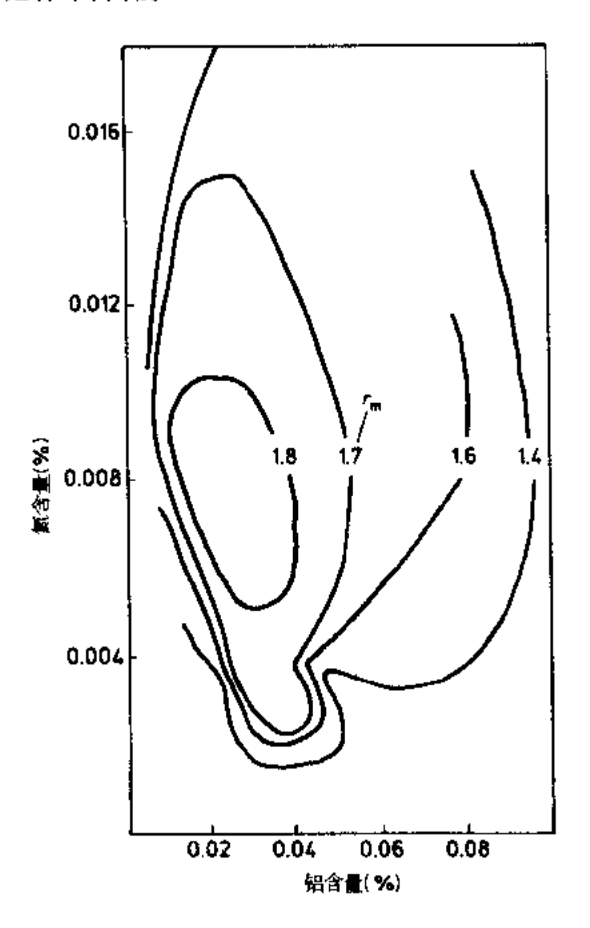


图 6-25 成品板氮和铝含量对室式退火铝镇静钢 r_m 值的影响（Gawne，1976）

·p.242·

与沸腾钢一样，铝镇静钢碳含量的增加导致强度增高，成形性降低。因此如果需要好的成形性，通常采用 0.03%—0.08% C 相对低的区域（Southwick 和 Hiam，1985）。0.09%—0.12%C 含量区域应避免，因在连铸过程中存在表面发生裂纹的倾向。即使更高的碳含量产生更少的表面裂纹，但造成强度进一步提高，延展性进一步降低，使材料不能适用于难成形应用（Gladman 等，1970）。碳含量低于约 0.02%可产生如 6.4.5.4 节所述形变时效。此外，为了避免在室式退火中晶粒过分长大，通常采用低限碳含量。

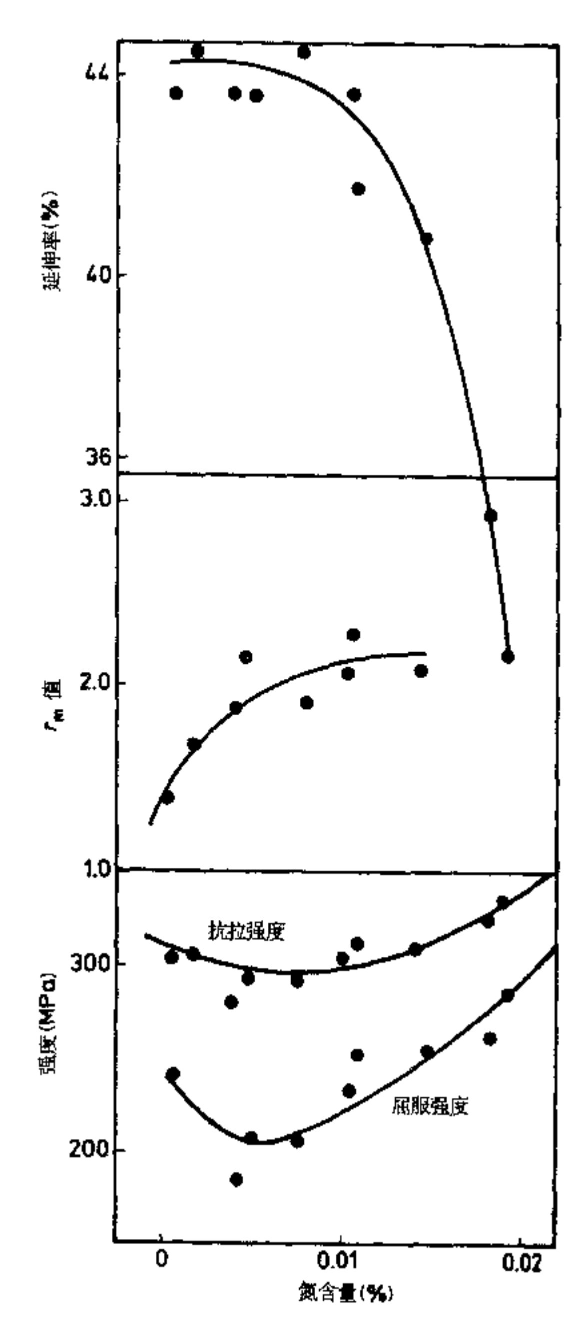


图 6-26 原始氮含量对 0.05%C 0.03%—0.04% Al 钢 690℃ 室式退火性能的影响（Takahashi 等，1986）

·p.243·

低锰含量时得到高 r_m 值，高锰含量对 r_m 值不利，对 r_m 值的不利影响随着碳含量的减少而降低，如图 6-27 所示。碳含量 0.04%钢 r_m 值随锰含量增加而降低的落差，粗碳化物比细碳化物钢小得多。

6.5.2.2 热轧

为实用方便，氮化铝在奥氏体中的溶解度用下式表示。式中 T 为绝对温度（Leslie

等，1954）。

$$\log[\mathrm{Al}][\mathrm{N}] = \frac{-6770}{T} + 1.033 \tag{6-3}$$

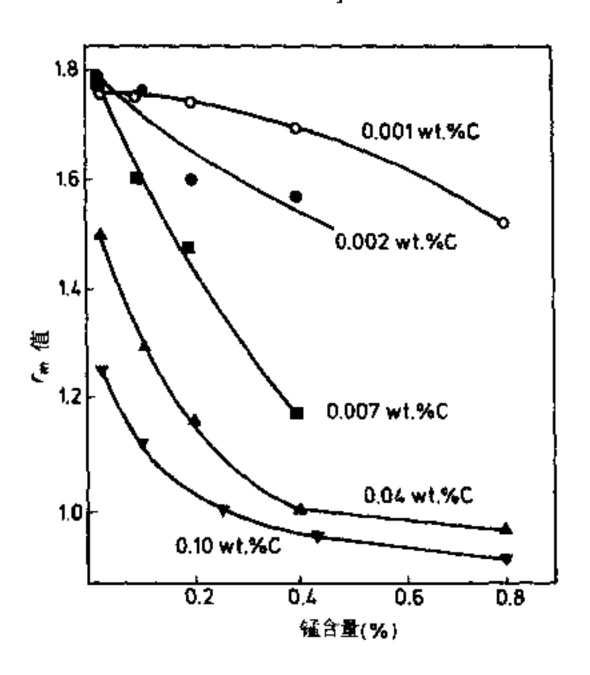


图 6-27　锰含量对不同碳含量冷轧和退火钢 r_m 值的影响，加热速度 100℃/h，在 700℃保温 1h（Osawa 等，1984）

按该方程计算的溶解度曲线示于图 6-28，如含 0.005%N 和 0.04%Al 的钢，为了保证所有的氮化铝溶入固溶体，需要加热到 1160℃以上温度。一般的结论是为了室式退火获得合适的性能。铝镇静钢需要很高的钢坯再加热温度。

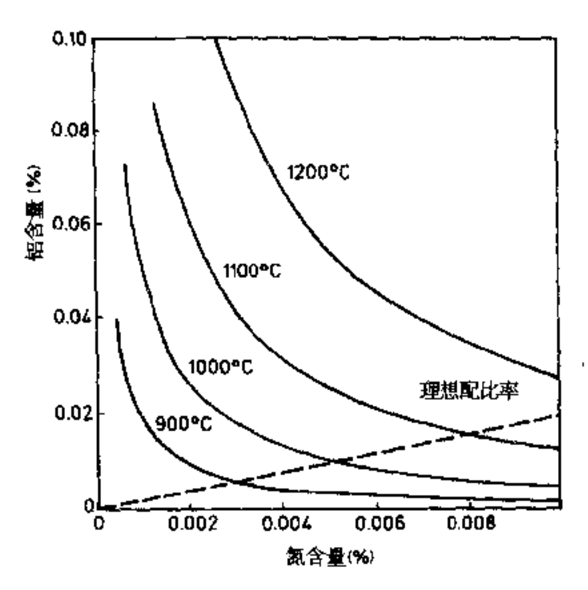


图 6-28　各种温度下氮化铝在奥氏体中的溶解度（Leslie 等，1954）

在铁素体加奥氏体双相区内轧制降低钢的性能（Whiteley 和 Wise，1962 年）。含 0.035%C 的钢，终轧温度低于 860℃，造成 r_m 值降低，如图 6-29 所示，但终轧温度低

到 820℃，钢的屈服强度和延伸率无明显变化。所以如果要得到最好的 r_m 值，需要在单相奥氏体区轧制。倾向于采用 0.03%—0.05%低碳含量区。为了避免对性能的不利影响，终轧温度必需高于上述温度。

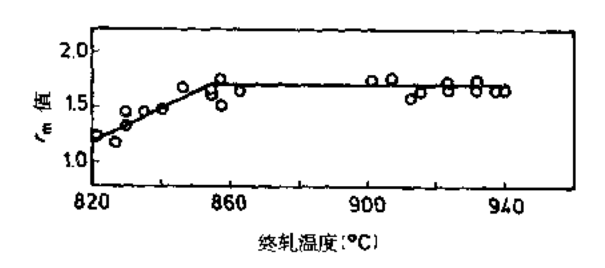


图 6-29 室式退火铝镇静钢在 525 - 565℃成卷，r_m 值随终轧温度的变化（Parayil 和 Gupta，1989）

·p.244·

氮化铝最大析出速度的温度约 800℃（Leslie 等，1954），但钢的化学成分和板坯再加热温度影响析出速度。因此为了避免氮化铝显著析出，需快速冷却通过 800℃，在实际生产中，正常的冷却速度能容易达到，钢带走出热轧带钢轧机料台采用低于 600℃成卷温度就可达到（Takahashi 等，1982b）。

无疑氮化铝形成的精确温度取决于钢中铝和氮含量。另外，在板坯再加热阶段，残余未溶氮化铝对低温氮化铝的析出速度有明显影响。

图 6-30 表明含 0.06%C 和 0.036%Al 的铝镇静钢 r_m 值随成卷温度的升高而降低。成卷温度大于 600℃，产生等轴晶或混晶组织。室式退火铝镇静钢如需要高的 r_m 值，生产工艺应采用等于或小于 600℃的成卷温度。

6.5.2.3 冷轧

铝镇静钢的 r_m 值当冷变形率增加时出现一个最大值（Whiteley 和 Wise，1962）。后来的研究工作也证实最大的 r_m 值存在，如图 6-31 所示，但 r_m 最大值时冷变形率稍有差异。所有这些结果表明，冷变形率很宽的范围内都能获得很满意的性能。

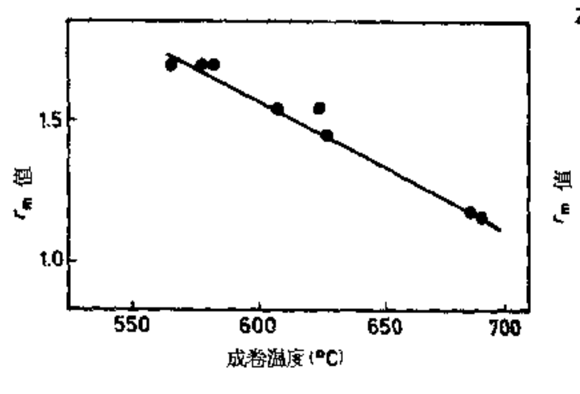


图 6-30 室式退火铝镇静钢 r_m 值随成卷温度的变化，钢的含铝量 0.036%（Whiteley 和 Wise，1962）

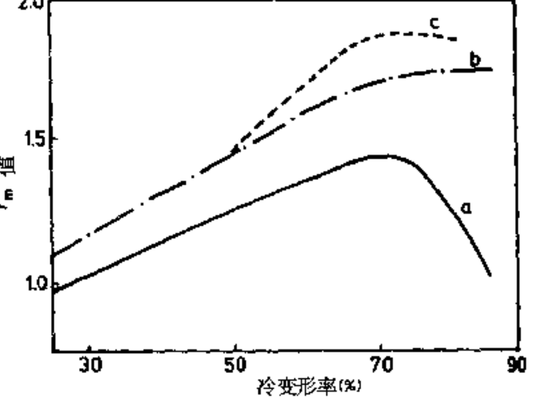


图 6-31 室式退火铝镇静钢 r_m 值随冷变形率的变化 a）Whiteley 和 Wise（1962）b）Held（1967）c）Goodwill（1972）

·p.245·

6.5.2.4 退火

图 6-32 和图 6-33 是铝镇静钢在室式退火中加热速度对性能的影响。一般情况下加热速度降低，r_m 值增加，屈服强度降低。但在特定的合适的加热速度下，钢的性能有优于一般性能的倾向。当铝含量增加，得到最佳性能的特定加热速度升高，如图 6-34 所示。最大晶粒度的条件也与上述情况相一致，如图 6-35 所示。最佳加热速度的存在已被 Aubrun 和 Rocquet（1974）；Takahashi 和 Okamoto（1974）的工作证实。后来的研究者表明，峰值加热速度 PHR（℃/h）列于下式：

$$\log PHR = 18.3 + 2.7\log[Al][N][Mn]/PCR \tag{6-4}$$

式中，[Al]，[N] 和 [Mn] 是这些元素在固溶体中的重量百分比，PCR 是冷变形率。因此，当冷变形率增加，为取得合适性能需要更高的铝和氮浓度。

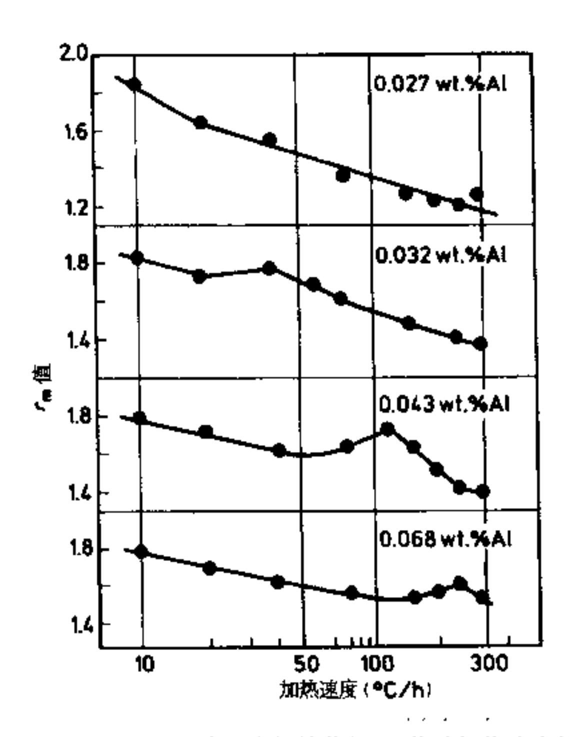


图 6-32 不同含铝量的室式退火铝镇静钢 r_m 值随加热速度的变化
(Shimizu 等，1964)

·p.246·

众所周知，铝镇静钢退火温度或时间的增加都将造成屈服强度的降低。退火温度直到 700℃，钢的软化可用激活能参数 Q 来描述，等于 250kJ/mol，接近于铁在铁素体时的自扩散能（Henin 和 Brun，1981）。

铝镇静钢在室式退火中氮的富集可能进一步影响钢的性能。氮化铝形成接近钢的表面聚集，氮化铝在宽度上呈不均匀分布，近钢的刃边处最少（Witmer 和 Willison，1970）。退火中氮的聚集与炼钢中加入氮相比，强度的增加和延伸的降低要明显地少。在退火过程中氮发生最小的聚集是重要的。

少量水蒸气存在降低了氮聚集的倾向（Witmer 和 Willison，1970）。降低硫含量和增

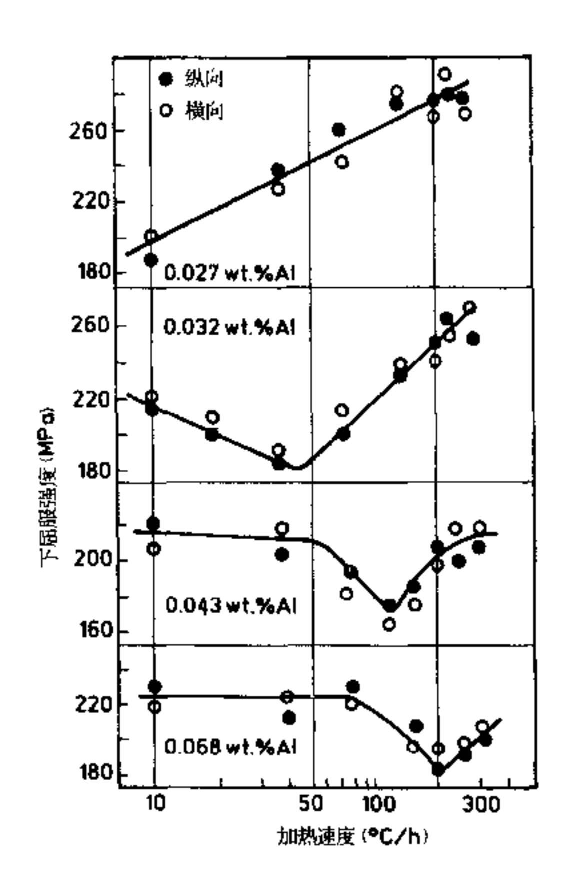


图 6-33 不同含铝量的室式退火铝镇静钢下屈服强度随加热速度的变化（Shimizu 等，1964）

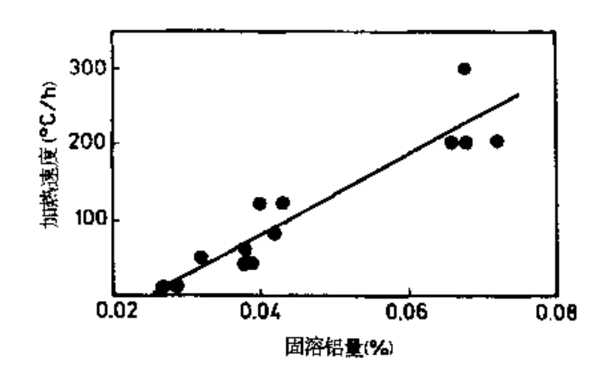


图 6-34 室式退火铝镇静钢合适加热速度随铝含量的变化（Shimizu 等，1964）

加锰含量提高氮聚集（Okuyama 等，1986），但他们没有发现铝含量的有规律的影响。但是 Panuska 等（1973）发现氮聚集倾向随铝含量的提高而增加。所有这些研究者都认为，冷变形后带钢卷绕的紧密度对氮聚集有重要影响。紧卷绕钢中氮聚集大于松卷绕，因为松卷绕钢带间有较高氧渗入。Wendt 等（1986）认为通过对炉气中增加湿度和二氧化碳可以控制氮聚集，Takahashi 等（1986）采用这种方法得到了很满意的结果。

铝镇静钢退火过程中最后发生的过程是冷却中碳的析出，这将在第 6.7.2.2 节烘烤硬化钢中论及，也可参见第 7 章。

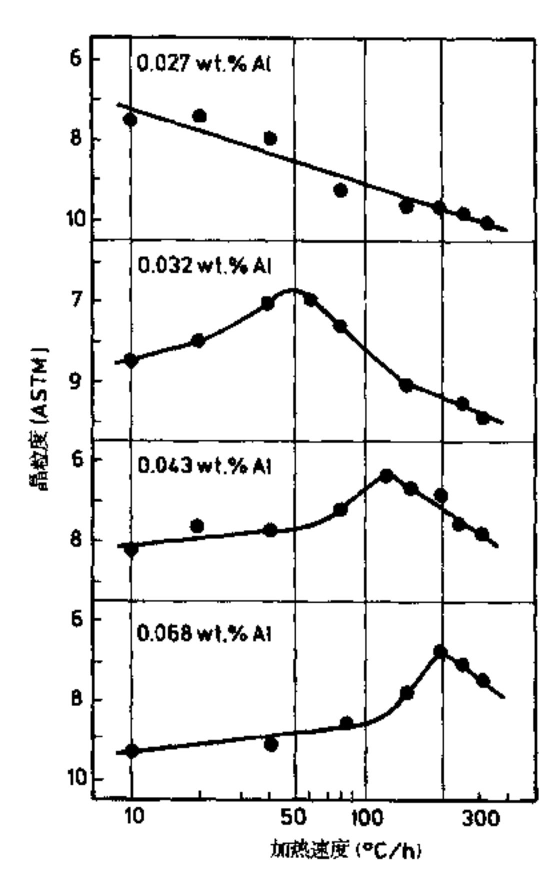


图 6-35 不同铝含量室式退火铝镇静钢晶粒度随加热速度的变化（Shimizu 等，1964）
·p.247·

6.6 采用连续退火生产可成形钢

随着日本 60 年代末和 70 年代初早期工作的发展，世界范围内板材应用连续退火工艺已确立，参见第 7 章。然而从经济上考虑，倾向采用连续退火生产低成形性钢。

一般都认为，为了获得一组设定的性能，连续退火比室式退火，对钢的化学成分和工艺需有更多的要求，以补偿很短的退火时间。低成形性钢可通过放宽高成形性的要求来取得。一般有两种方法来达到所需要的性能，应用于沸腾钢、铝镇静钢或无间隙(IF) 钢。上述将分别论及。

6.6.1 连续退火沸腾钢和铝镇静钢

6.6.1.1 钢的化学成分

采用主要包括铝、氮、碳、锰和硫的净化反应，使母体变得相对地纯，能使钢从连续退火中获得满意的性能，以适用于苛刻的使用条件（Takahashi 等，1982a）。

Toda 等（1975）早期研究沸腾钢中表明，控制锰与硫和氧含量的关系，在改善钢的性能中有明显效果。他们确定了一个参数 K 如下：

$$K = [\mathrm{Mn}] - \frac{55}{32}[\mathrm{s}] - \frac{55}{16}[\mathrm{o}] \tag{6-5}$$

·p.248·

式中，[Mn]，[s] 和 [o] 是这些元素在钢中的重量百分比。K 从 0 到 0.15 的区间中，得到最大晶粒尺寸、最低屈服强度、最高延伸率和最高的 r_m 值，如图 6-36 所示。Toda 等（1976a）的进一步研究工作表明，一种相似的关系适用于铝镇静钢，铝镇静钢包括了氧的去除，使之无氧可用来与锰相结合。

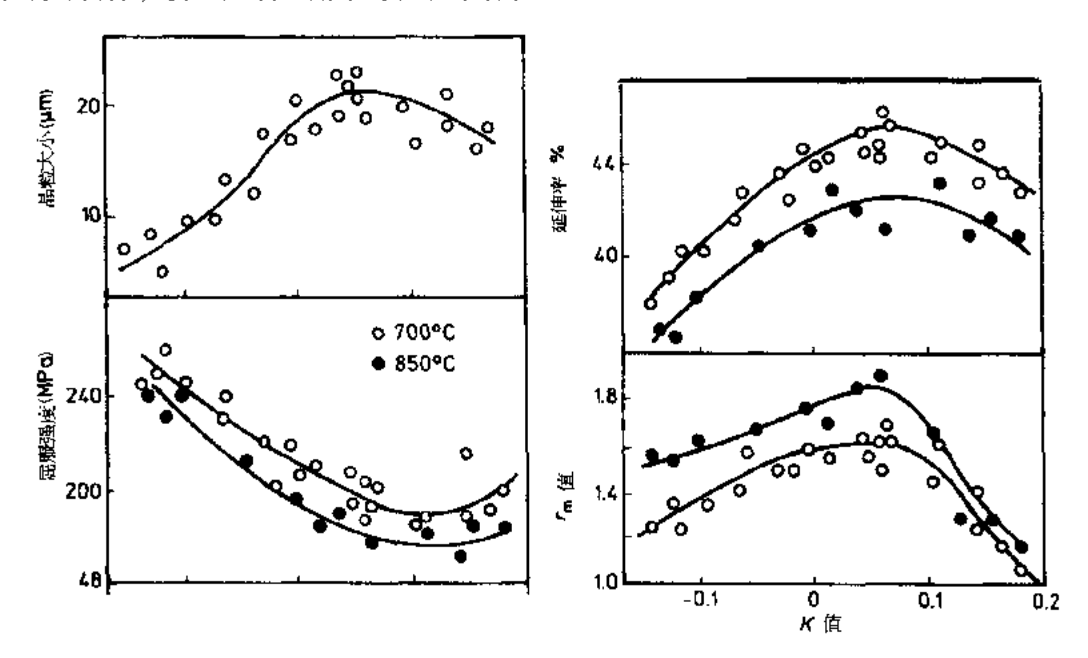


图 6-36 沸腾钢亚临界和临界间退火屈服强度，延伸率、r_m 值和晶粒尺寸随 K 值的变化（Toda 等，1975）

碳含量的影响示于图 6-37。图中数据以及 Obara 等人（1984）研究结果都表明，当碳含量近 0.02%时，得到最低的屈服强度，最高的延伸率和良好的 r_m 值。而碳含量低到约 0.002%，出现更低的屈服强度和更高的延伸率。在上述两种碳含量（即 0.002%—0.02%C）之间，因为退火后增加了固溶体中的碳，出现了最高的屈服强度和最低的延伸率，也造成最大的时效指数。

·p.249·

连续退火钢板的晶粒尺寸随着热带中析出相的粗化而增大，析出相主要是碳化物和氮化铝。这本身主要取决于碳含量和成卷温度（Matsudo 等，1984）。Hutchinson（1984）也认为，碳的影响取决于碳化物的尺寸。碳含量大于 0.005%到约 0.1%，粗的碳化物比细的碳化物有更高的 r_m 值，因为在加热到再结晶温度过程中粗碳化物比细碳化物溶解得慢。图 6-38 是加热速度为 50℃/s 时，钢中碳与锰含量之间强烈的相互影响作用。当碳含量 0.001%低时，锰含量增加时，r_m 值稍有降低，而当碳含量 0.04%时，锰含量增加明显降低 r_m 值。在后一种情况下，粗的碳化物 r_m 值同样比细碳化物高。在缓慢加热情况下，情况类似，但不相同。这将在第 6.5.2.1 节中讨论。

氮对沸腾钢屈服强度和延伸率的影响示于图 6-39。氮含量增至 0.004%的情况下，随着氮含量的增加，屈服强度升高，延伸率降低。在铝镇静钢中，随着氮含量的增加，r_m 值和晶粒尺寸也减小。氮含量对屈服强度的影响示于图 6-40，屈服强度与采用的成

卷温度相关。所以如果要获得很满意的性能，钢中低氮含量是重要的。

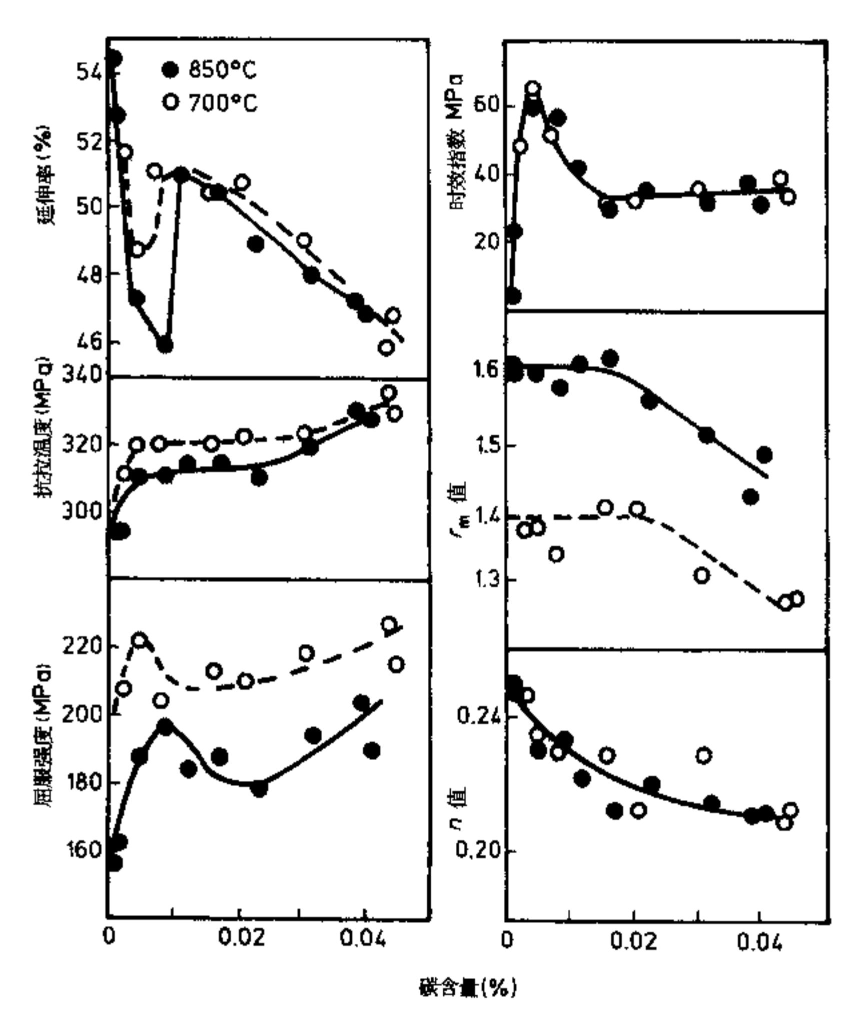


图 6-37 铝镇静钢机械性能随碳含量的变化。
在 700℃和 800℃连续退火（Ono 等，1982a）

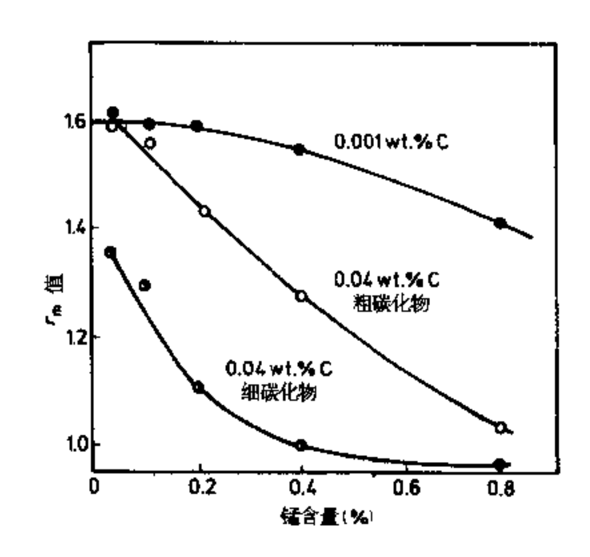


图 6-38 不同碳含量的 r_m 值随锰含量的变化，加热速度为 50℃/s（Osawa 等，1984）

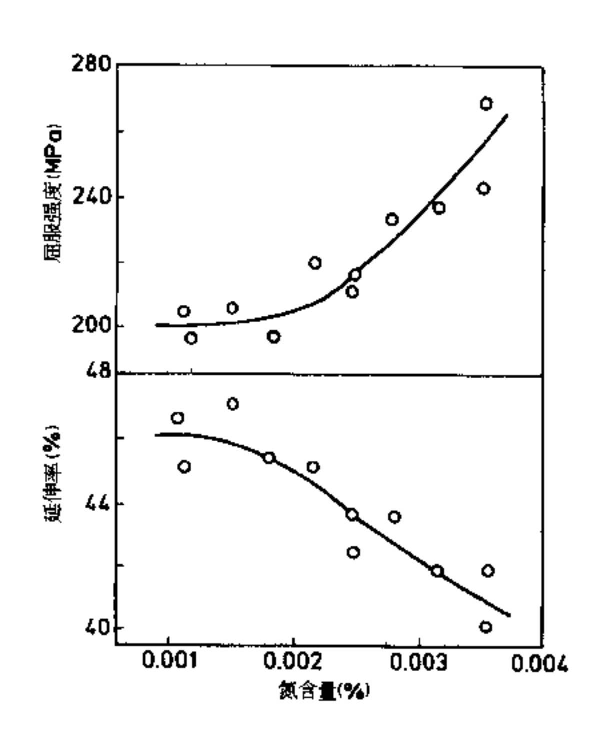


图 6-39 氮含量对沸腾钢亚临界退火屈服强度和延伸率的影响（Toda 等，1975）

·p.250·

也可用硼从固溶体中去除氮来改善连续退火钢的性能。得到最低强度和最高延伸率和 r_m 值时的合适硼加入量是正好与氮相结合，使硼和氮热轧后在固溶体中溶解度最低（Pradhan，1984b）。加入硼的一个优点是硼能与氮相结合，在热轧过程中得到低的溶解氮而不需要高的成卷温度，而高的成卷温度使酸洗更困难。低的钢坯再加热温度，也有利于获得硼与氮结合的更高比例（Takahashi 等，1982b）。

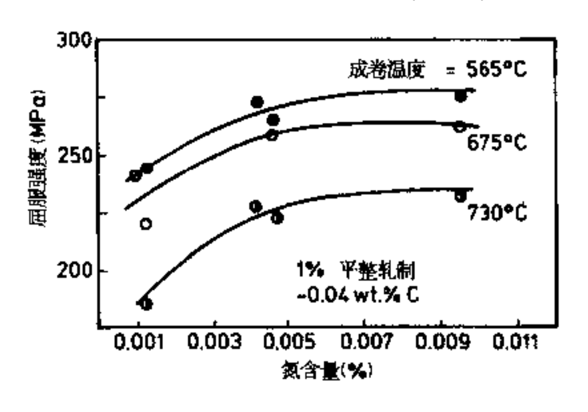


图 6-40 氮含量对不同成卷温度 760℃ 温度下连续退火铝镇静钢屈服强度的影响（Pradhan，1984b）

6.6.1.2 热轧

采用低的钢坯再加热温度，该温度取决于钢的化学成分的一个优点是不让所有的氮化铝溶入固溶体，因此未溶氮化铝可成为以后析出的核心（Leslie 等，1954）。

连续退火的铝镇静钢优先选用在单相奥氏体区完成热轧，因为采用低的终轧温度，产生低的 r_m 值。

为从铝镇静钢取得良好成形性，其热轧工艺的主要特点是使自由氮降至最低，并形成粗碳化物。因此如需要高 r_m 值，应采用高的成卷温度（Lang 等，1986）。如果可能联合采用低的钢坯再加热温度（Engl 和 Drewes，1984）。一般认为如需获很良好成形性，

合宜的成卷温度大于 730℃。图 6-41 所示高成卷温度的 r_m 值的益处是 0.018%C 比 0.044%C 钢低，但 0.018%C 钢仍有优越的性能。

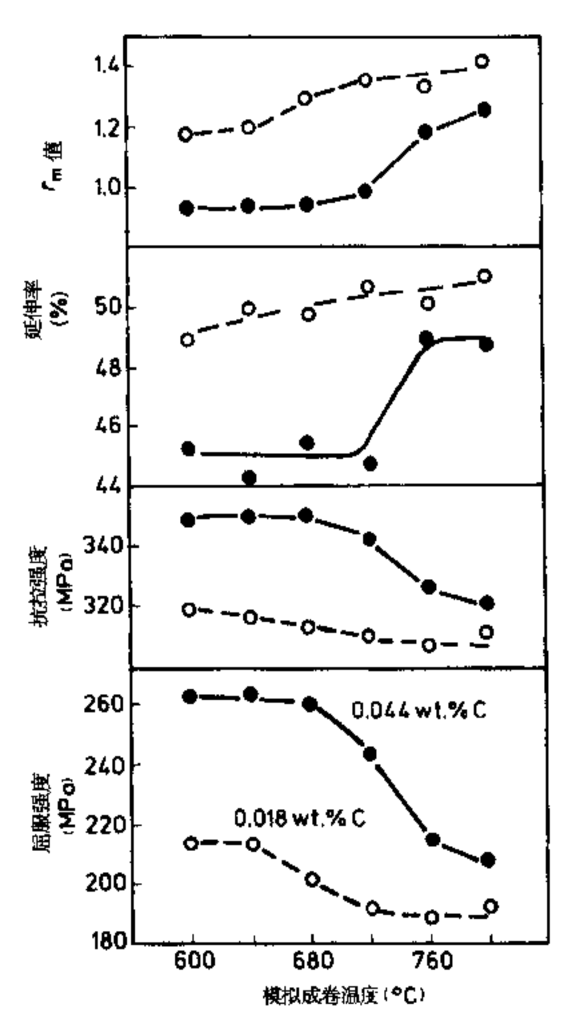


图 6-41 成卷温度对含 0.018%C 或 0.044%C 铝镇静钢力学性能的影响。钢在 700℃退火 1.5min (Ono 等，1982a)

连续退火钢高成卷温度工艺的一个潜在问题是钢卷末端更快的冷却，造成材料末端的冶金学组织更具有低温成卷材料的特性。如图 6-42 所示，带卷末端材料有高的屈服强度，一般情况下这部分材料需报废。可以采用低碳和低氮含量或用低的钢坯再加热温度，以遏止氮化铝的溶解，使这种效应减少到最低程度 (Matsudo 等，1984)。

·p.251·

6.6.1.3 冷轧

图 6-43 表示 0.044%C 钢，在冷变形率 80%前，r_m 值随着冷变形率的增加而逐步升高，冷变形率高于 80%，r_m 值降低。但对 0.018%C 钢冷变形率增加到 90%，r_m 值连续升高。所以连续退火铝镇静钢的一个优点，是可采用比室式退火钢高的冷变形率。

6.6.1.4 退火

如需从连续退火中获得合适的性能，需要仔细控制退火循环的每一工序。加热速度

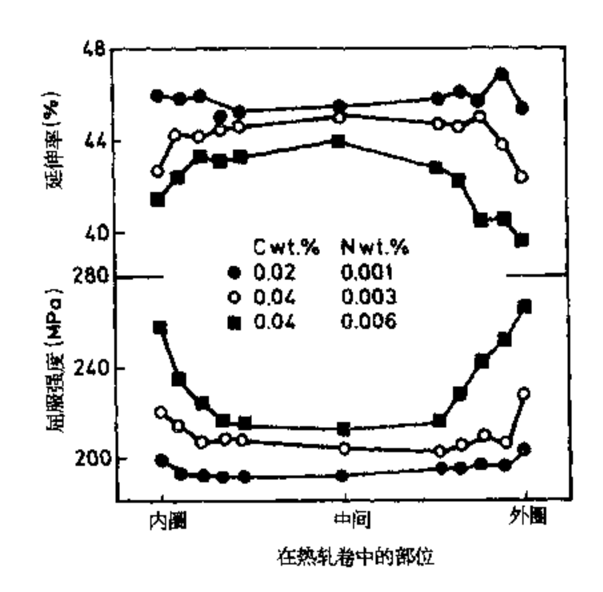


图 6-42 不同含碳和氮量高温成卷连续退火铝镇静钢，沿钢卷长度上屈服强度和延伸率的变化（Naemura，1983）

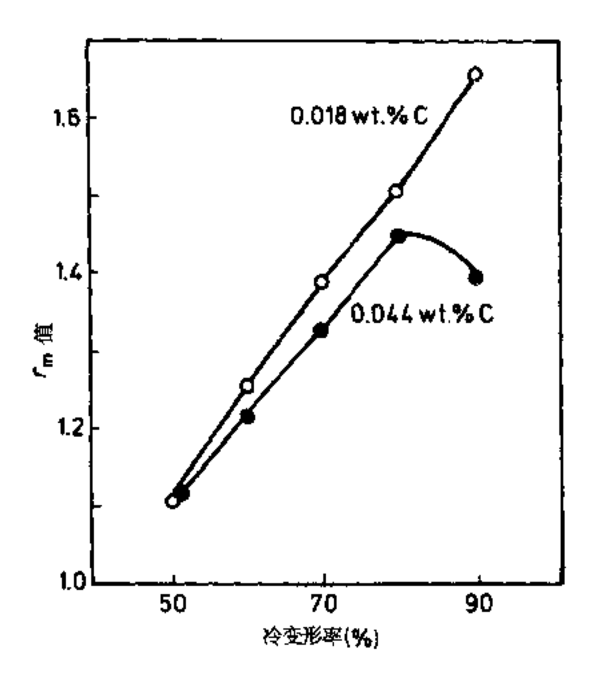


图 6-43 含 0.018%C 或 0.044%C 铝镇静钢 r_m 值随冷变形率的变化，钢在 700℃退火 1.5min（Ono 等，1982a）

的增加将造成（111）织构与（100）织构组分之比例升高（Hutchinson 和 Ushioda，1984），因此影响 r_m 值有相应的升高。正如以前所叙述那样，其影响幅度取决于碳化物之间的距离。

随着退火温度的升高至 850℃，屈服强度和抗拉强度降低，而 r_m 值升高，其值同样取决于碳含量，如图 6-44 所示。

连续退火中快冷的开始温度（图 6-18 中 D 点）700℃左右是合适的，由于这一温度造成过时效前碳最大程度的固溶（Takahashi 等，1982a）。然而水淬时，开始快冷温度近

600℃获得最低的屈服强度和最高的延伸率（Kuboter 等，1977）。

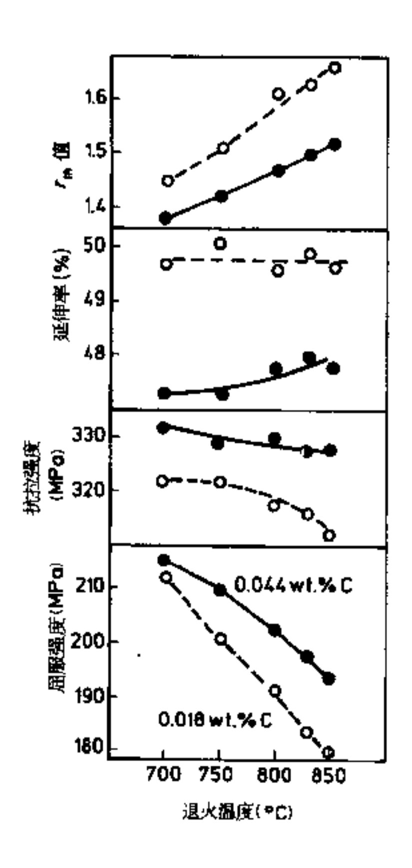


图 6-44 71%冷变形，退火 1.5min 铝镇静钢力学性能随退火温度的变化（Ono 等，1982a）

·p.252·

从适中温度冷却速度的影响示于图 6-45。冷却速度在 50—100℃/s 内，屈服强度最低，延伸率最高。然而，时效指数水淬最低，这与碳含量的固溶相一致。

在过时效过程中碳析出的动力学可用时效指数来表征。图 6-46 表明，大于 70℃/s 冷速冷却后，原始时效指数下降率减缓，因此固溶碳含量降低，在较高温度下时效，由于扩散率的原因，时效指数高一些，但最终长时间时效后，最低碳的溶解是在 250℃低温时效，这是由于在该温度下碳的低的平衡溶解度造成的。实际上，过时效时间 2—3min，350—400℃过时效得到最低溶解碳含量，然而通常过时效中允许钢缓慢冷却，以得到最终的最低固溶碳含量。

过时效中的析出速度随着硅、锰和磷含量的降低而增加，随着硫含量的增加而提高（Kurihara 和 Nakaoka，1984）。但是硫是间接的影响。因为硫的降低导致自由锰量（K 值）的增加。如第 6.4.5.4 节所述，当密集碳化物颗粒在晶粒内成核时，可得到最低固溶碳。最小碳化物间距在 250—300℃产生，但在实际执行中，在该温度下获得足够低溶解碳量的时间太长。因此产生了下述观念：在相对低的温度下过时效以形成碳化物核心，然后升高温度得到快扩散率的优点，最后允许温度缓慢降低，以获得低的碳固溶度（Katoh 等，1984b）。

·p.253·

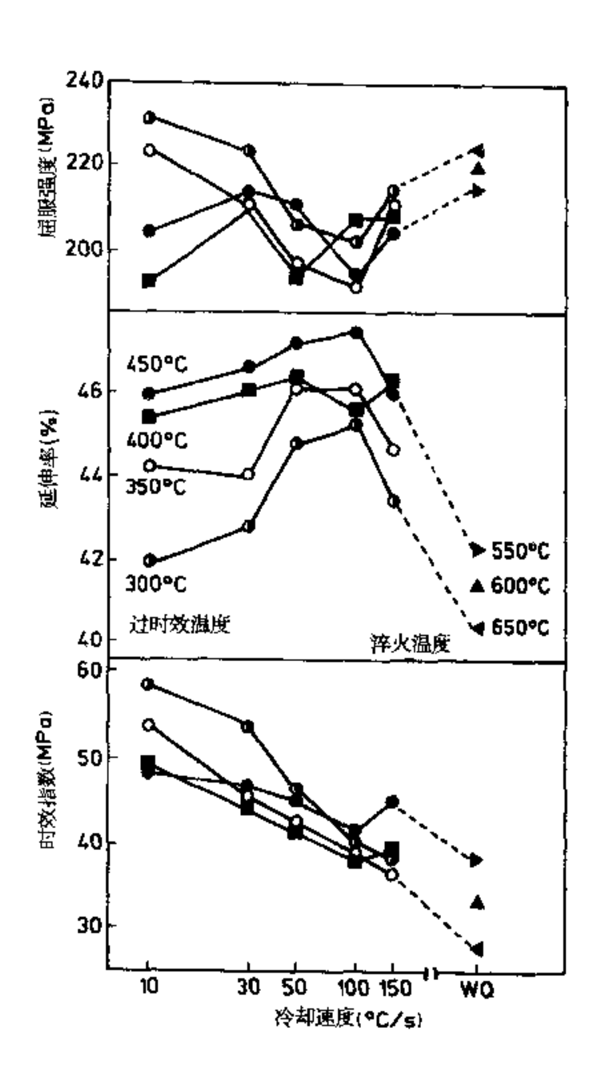


图 6-45 冷却速度和过时效温度对 800℃退火铝镇静钢力学性能的影响（Obara 等，1982）

6.6.2 无间隙（IF）钢

众所周知，很低碳量钢中，加入足够与钢中存在全部碳和氮相结合的钛量，能发展一种具有非常良好成形性的钢，这是由于低的强度和高的 r_m 值造成的（Comstock 等，1949；Leslie 和 Sober，1967），而且 r_m 值随着钛含量的增加而升高。如 Karlyn 等（1969）在钛与碳加氮量之比为 12 时，得到 r_m 值大于 2.0，而 Goodenow 和 Held（1970）在钛与碳加氮之比为 11 时，室式和快速退火 r_m 值分别到 2.0 和 1.8。因此性能对加热速度的变化并不敏感。良好的性能也可通过加入钒来取得（Elias 和 Hook，1971；Hughes 和 Hudd，1971），含钛或钛加铌的无间隙钢现已广泛应用。

6.6.2.1 钢的化学成分

包括碳含量近 0.01%无间隙钢的大量工作于 60 年代末和 70 年代初进行。随着炼钢技术的发展，参见第 3 章和第 7 章，现在已可经济地将碳降低到约 0.002%，扩展了无

间隙钢的应用。含碳量超过0.005%，为了获得高 r_m 值，需要加入合金元素，其量为与碳原子的比率达到充分结合。然而近来工作表明，碳含量低于0.003%，加入铌低于理想配比率，也能获得高 r_m 值。

与早期工作结果相一致，含约0.008%C钢，随着超额钛含量的增加，r_m 值逐步升高，如图6-47所示。随着碳含量的降低，屈服强度下降，n 值和延伸率增加。图6-48是含0.004%C铌钢力学性能与铌、碳比间的关系。图中表明屈服强度随铌含量的增加而升高，此结果与上述含钛和0.008%C钢相反，但 r_m 值依然增高。图6-49表明，含0.0025%—0.003%C，0.003%N，和铌或铌加0.01%Ti钢，当铌含量约0.01%时，得到最高延伸率和 r_m 值。当含钛量足够与氮相结合时，也能获得最高的 r_m 值，含铌和钛的钢，当碳、锰、磷和硫含量降低时，延伸率增加，如图6-50所示。比较图6-47—6-49发现，无间隙钢的性能可有宽阔的变化范围。

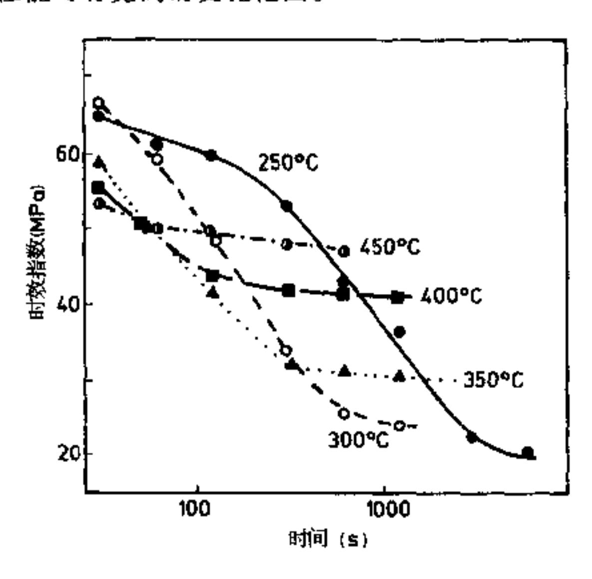


图6-46 时效指数随等温过时效后不同过时效温度和时间的变化（Katoh等，1984a）

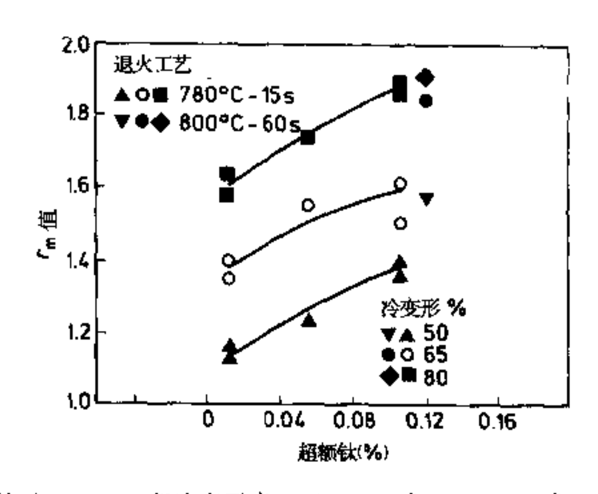


图6-47 超额钛对0.008%C钢冷变形率50%、65%或80%、780或800℃退火后 r_m 值的影响（Goodman等，1984）

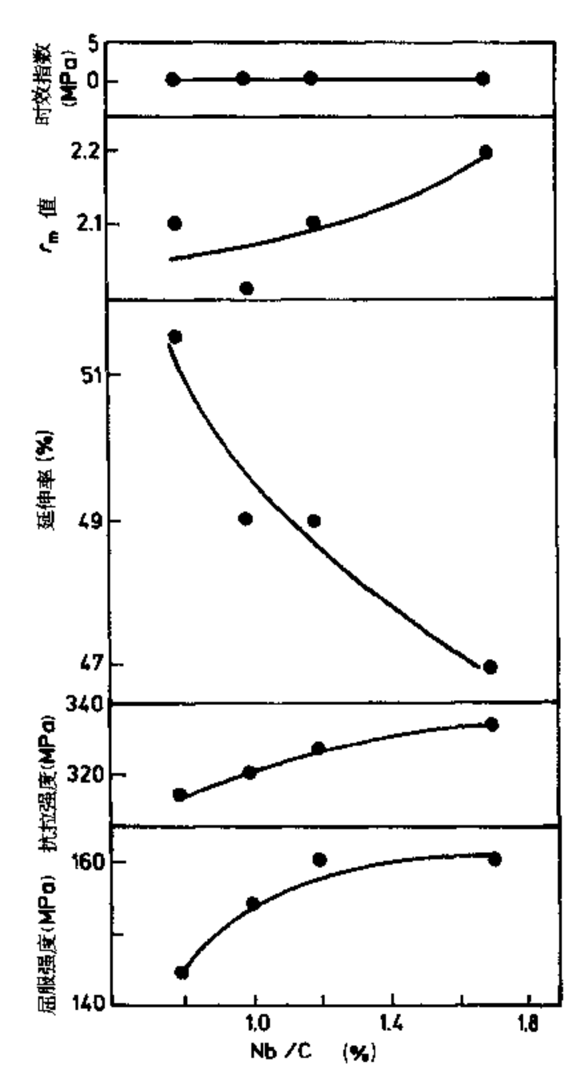


图 6-48 铌与碳原子比对 0.004%C 钢、冷变形 75%，830℃退火后力学性能的影响 (Ohashi 等，1981)

·p.254·

6.6.2.2 热轧

众多的研究表明，钢坯再加热和终轧温度对发展 IF 钢的性能有明显影响。降低钢坯再加热温度使 r_m 值和延伸率增加，但其确切的影响取决于钢的化学成分，如图 6-51 所示。低的钢坯再加热温度的优点是生成粗析出相。低钢坯再加热温度的效应，钛轴承钢与铌轴承钢相比，有很大不同，这是由于碳氮化物和硫化物析出相的形成温度，钛轴承钢比铌轴承钢高 (Satoh 等，1984a)。

·p.255·

Katoh 等 (1984b) 也发现低钢坯再加热温度的影响效果取决于钢的化学成分。高的碳含量，效果更大。终轧温度对延伸率的影响很小，当终轧温度降低时，r_m 值有适度的下降。Satoh 等 (1984b) 研究了低碳钢加入钛和铌，并试验了热轧变形率和热轧速度

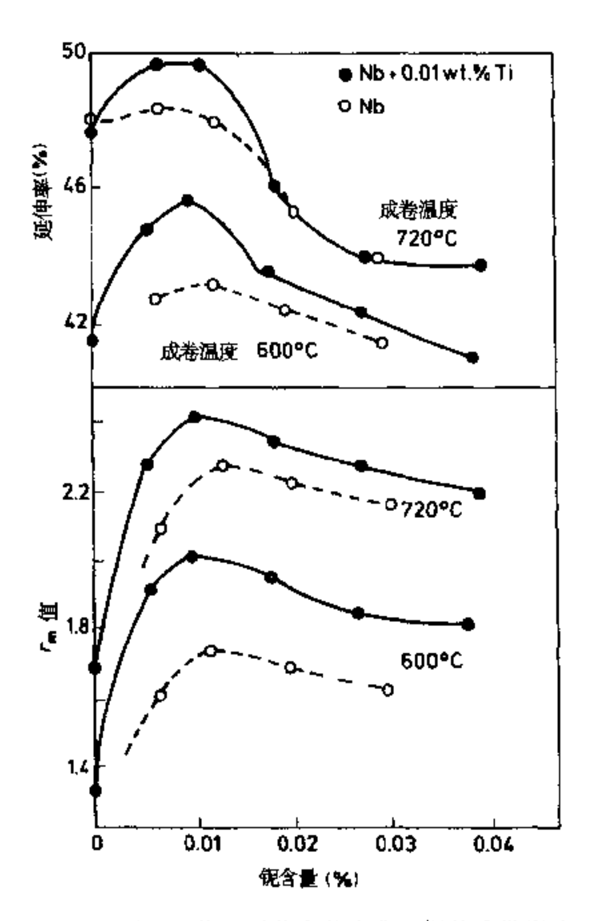


图 6-49 铌和铌加 0.01%Ti 钢 r_m 值和延伸率的变化。钢的成卷温度 600℃或 720℃，冷变形 80%，850℃退火（Yamada 和 Tokunaga，1985）

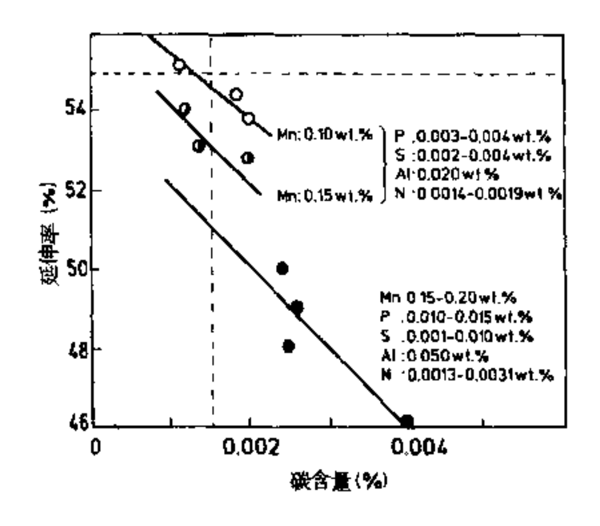


图 6-50 延伸率随钢的碳含量变化，钢含 0.012%Nb 和 0.005%Ti，冷变形率 80%，830℃退火（Yamada 和 Tokunaga，1985）

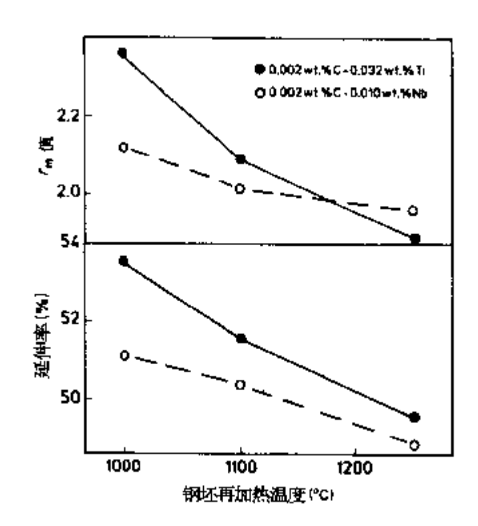


图 6-51　钢坯再加热温度对含 0.01%Nb 或 0.032%Ti 的 0.002%C 钢力学性能的影响（Satoh 等，1985）

的影响。钢的特性可分为三类。碳含量大于 0.005%，在奥氏体区碳化物析出高，热轧变形率对性能影响小，如图 6-52 最低曲线所示；碳含量在 0.003%—0.005%，铌或钛与碳加氮的比率接近理想配比时，最终的 r_m 值和延伸率明显取决于热变形量和热变形速度。这是由于热轧对碳化物析出的影响；碳含量低于 0.003%，热变形的影响也很小，且得到高 r_m 值。

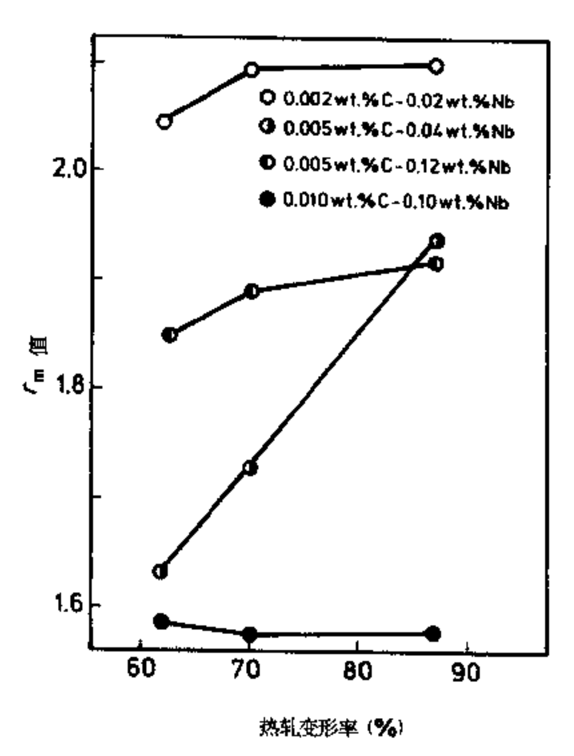


图 6-52　不同含碳量和铌与碳之比的铌轴承钢 r_m 值随热变形率的变化（Obara 等，1984）

·p.256·

终轧温度本身取决于钢坯再加热温度，通过钢在部分或完全铁素体区轧制，以降低

固溶碳和调整加入合金与碳原子的比例，都可能获得高 r_m 值（Satoh 等，1984a）。Matsumoto 等（1986）工作表明，含 0.003%C，0.08%Ti 和 0.06%Nb 的钢，热钢坯直接轧制 r_m 值明显低于钢坯冷却至室温再加热轧制。这是由于热轧带中析出相大小和分布的不同所造成的。

采用高的成卷温度，此温度与钢的其它条件相关，也可使 r_m 值升高。如 Goodman 等（1984）发现，在一个宽的碳含量范围内，随着成卷温度的增高，屈服和抗拉强度降低，延伸率升高，但 Pradhan（1984b）发现，钛轴承钢成卷温度的降低，对连续退火材料的屈服强度影响较小。

6.6.2.3 冷轧

冷变形率增加至超过 80% 时，冷变形率增加，导致 r_m 值逐步增高。图 6-53 是 0.011%C 和 0.19%Ti 钢室式和快速退火时，r_m 值随冷变形率变化的相似曲线。在每一个冷变形率下，得到的 r_m 值无疑与钢的化学成分和采用的其它工艺参数相关联。

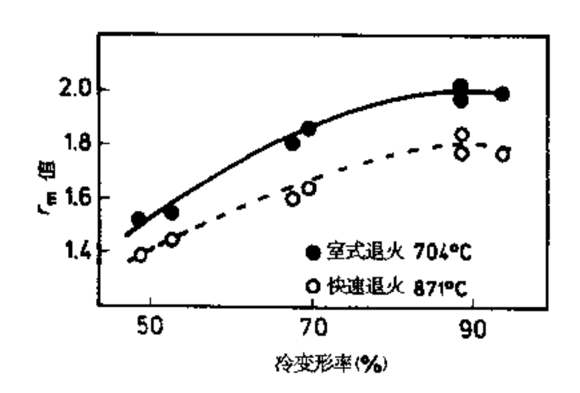


图 6-53 冷变形率对室式和连续退火钛稳定化钢 r_m 值的影响

（Goodenow 和 Held，1970）

·p.257·

6.6.2.4 退火

无间隙钢无论是室式或连续退火都可得到相似结果，所以，加热速度的改变不会产生显著的影响，这与其它钢类的一般特性有明显差别，正如 Hutchinson（1984）表明的那样。

无间隙钢的再结晶温度一般比铝镇静钢高，并且再结晶温度随着合金含量的增加而升高（Goodman 等，1984）。因此如果要得到充分的再结晶，必需采用较高的退火温度。此外，无间隙钢的再结晶温度随着钢坯再加热温度的降低而下降（Katoh 等，1984b）。当冷变形率从 60% 增加到 75%，15s 退火后，再结晶温度降低 10℃（Goodman 等，1984）。

当退火温度提高时，无间隙钢的 r_m 值逐步增加。图 6-54 给出了 0.002%C 和 0.011%Nb 钢退火 40s 时，r_m 值与退火温度的关系。

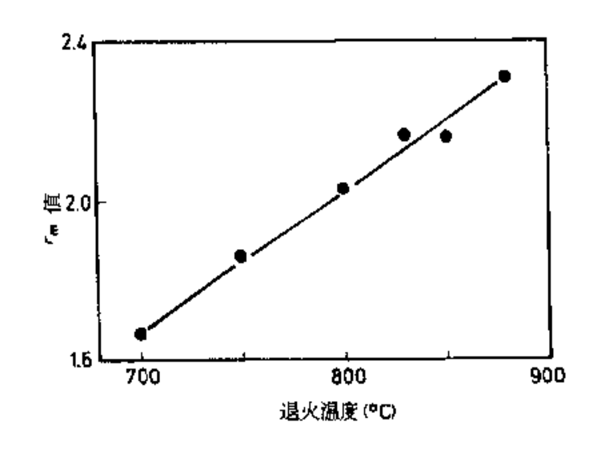


图 6-54　0.002%C—Nb 钢 r_m 值随退火温度的变化，
各温度下的退火时间为 40s（Satoh 等，1983）

6.7　高强度钢的生产工艺

本节论述冷轧高强度钢生产工艺的要求（参见第 7 章）。这类钢传统的生产采用高碳和高锰含量，较短的室式退火工艺或不带过时效处理的连续退火工艺。高碳和高锰含量及不带过时效的连续退火仍在应用，但多半为满足汽车工业的需求，已经发展了其它型号钢。

汽车减轻重量、节约燃料消耗和改善乘客安全的需要刺激了大部分这些钢的发展。一般情况下高强度的应用是用来补偿尺寸的减小，而另一方面的意图是改善部件的强度。

许多用途应用高强度钢的主要问题，是由于强度增加不可避免地产生可成形性的损失。所以，此类钢可实用的前几年，高强度钢使用局限于成形性要求适度的相对小的部件。冶金工业的反应是为了不同应用场合，发展了一系列具有不同强度与可成形性相结合的不同类型钢。主要类型是固溶强化钢、晶粒细化和沉淀硬化钢（参见第 5 章和第 8 章）、双相铁素体—马氏体钢（参见第 2 章，7 章和 8 章）。这些钢的抗拉强度和延伸率之间的关系示于图 6-55，从图中看出，某一给定强度下，固溶强化和双相钢比较传统的晶粒细化和沉淀硬化钢有更高的延伸率。然而即使这些高的延伸率也不能满足所有的需求，因而导致了烘烤硬化（BH）钢的发展（见第 7 章）和双相钢的进一步改型。改型钢中马氏体的强化效果部分或完全用贝氏体或铁素体来替代（见第 7 章）。毫无疑问，同一钢中可以采用数种强化机制，如双相或晶粒细化强

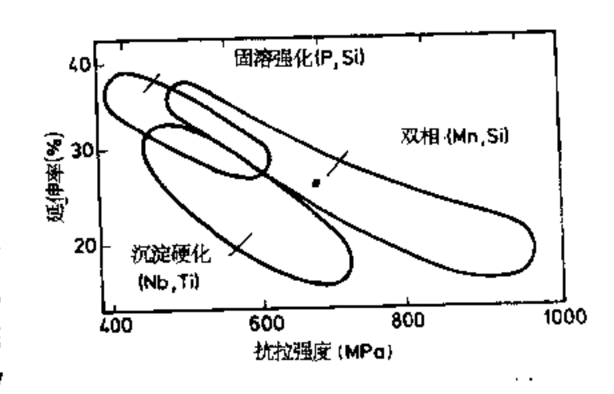


图 6-55　各类高强度钢延伸率随抗拉强度的变化
（Hayami 和 Furukawa，1977）

化可用固溶强化来补充。

·p.258·

固溶强化钢一般显示高 r_m 值，而晶粒细化和沉淀硬化钢及双相钢有低 r_m 值趋向。

6.7.1 固溶强化钢

通常用来固溶强化的元素是磷、硅和锰，其中磷是最常用的元素，每单位加入量使强度得到最大的增高。

固溶强化钢的屈服强度一般低于300—350MPa，但是可以获得更高的屈服强度，这取决于钢的化学成分和可用的退火设备。然而磷含量一般限低于0.1%，以避免焊接试验出问题（Fine 和 Fostini，1979），还因为高磷钢可能是冷加工脆性的起因（Gupta 和 Scime，1979）。因此适用的高屈服强度钢，磷的强化可用硅或锰来替代。

固溶强化元素加入低碳钢是主要类型，产生高强度一般保留母体钢的特性。

6.7.1.1 室式退火固溶强化钢

在低碳钢上适当提高强度的室式退火钢，是向普通的铝镇静钢加入最高量约0.08%P得到的，其加入量取决于强度的需要。工艺上的要求与相当的低碳钢要求相同。为了保留氮在热带中的固溶态，采用低于600℃的成卷温度，这样能使氮在加热到退火温度的过程中析出而获得满意的 r_m 值（Takechi 和 Abe，1984）。

磷对 r_m 值的影响，不同的研究报告稍有差别。Hu（1976 和 1980）认为略有改善，而 Matsudo 等（1978）发现0.02%C 钢中，磷增加 r_m 值，但在0.002%C 钢中磷没有影响。Hutchinson（1984）表明磷对织构发展的影响是复杂的，正如 Matsudo 等（1981）阐明的那样，只有当碳化物存在和加热速度缓慢的情况下，磷改善织构。

·p.259·

Hayami 和 Furukawa（1977）提出的下列方程大致地说明钢的强度随化学成分变化规律。

$$\text{抗拉强度 (MPa)} = 270 + 441[C] + 64[Mn] + 98[Si] + 930[P] \quad (6\text{-}6)$$

Gawne 和 Lewis（1985b）为在660℃与700℃温度间退火钢提出的另一个可用方程是：

$$\text{抗拉强度 (MPa)} = 292 + 563[C] + 678[P] + 5183[N] + 90[Si] + 18[Mn] - 1534[S] \quad (6\text{-}7)$$

在（6-6）和（6-7）两个方程式中［］代表该合金元素的重量百分比。

无疑这两个方程间只有近似的一致性，这并不意外，因为得到的强度值也取决于热轧、冷轧和退火的条件。含硅、磷或锰相当高的钢，室式退火温度在650℃到750℃内，强度变化甚小，如图6-56所示。但较低合金加入量，钢的强度变化较大，非常类似于无合金的室式退火铝镇静钢变化。含磷铝镇静钢的 r_m 值随着室式退火中加热速度的变化与无合金铝镇静钢大致相同（Ono 等，1982b），在适当的加热速度下，有略小的晶粒度，不高的晶粒延伸率和略低的 r_m 值，如图6-57所示。

固溶强化钢工艺上的一个优点是从热轧到退火态，强度损失小。因此给定一个最终产品强度，钢的冷轧载荷相对较低。

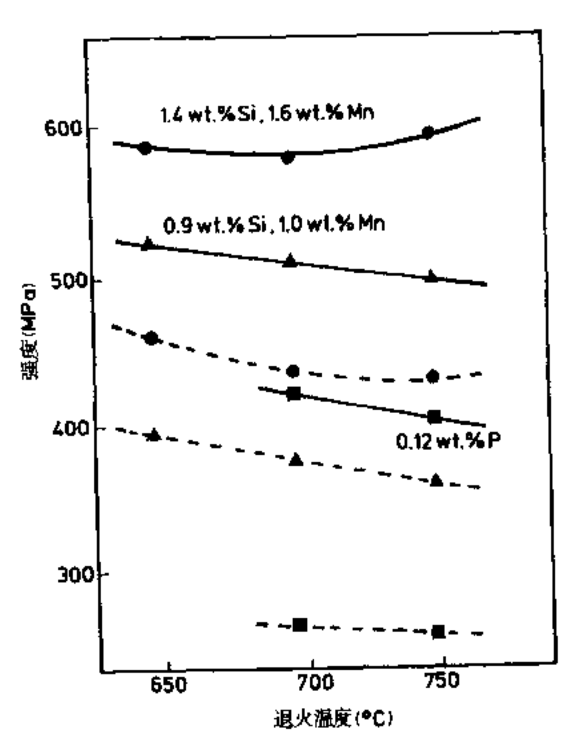


图 6-56 一系列固溶强化钢屈服强度（虚线）和抗拉强度（实线）随室式退火温度的变化（Hayami 和 Furukawa，1977）

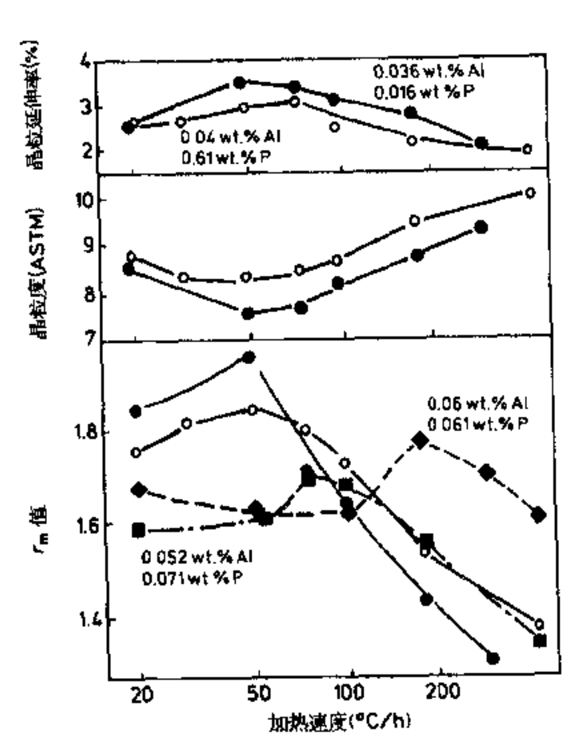


图 6-57 75%冷变形后 700℃退火 1h 钢的 r_m 值、晶粒度和晶粒延伸率随加热速度的变化（Ono 等，1982b）

6.7.1.2 连续退火铝镇静固溶强化钢

·p.260·

生产一种可成形铝镇静复磷钢的工艺要求与生产可成形铝镇静低碳钢相似（Takechi 和 Abe，1984)。钢的热带必需有高的成卷温度、使氮化铝在带中充分析出。如需获得高 r_m 值，钢中碳和锰含量应低，退火温度应高（Takechi 等，1981)。采用低的钢坯再加热温度和大的冷变形率，也能改善 r_m 值。如果产品在室温基本上无时效，包含过时效处理的退火工艺也能改善 r_m 值（Kubotera 等，1977)。

图 6-58 示明，复磷钢中快速冷却到稍高于或低于 400℃过时效温度的影响。接着在 100℃时效 1h 后的结果表明，当快速冷却到约 400℃时，屈服和抗拉强度最低和延伸率最高。这与过时效温度的影响相似。

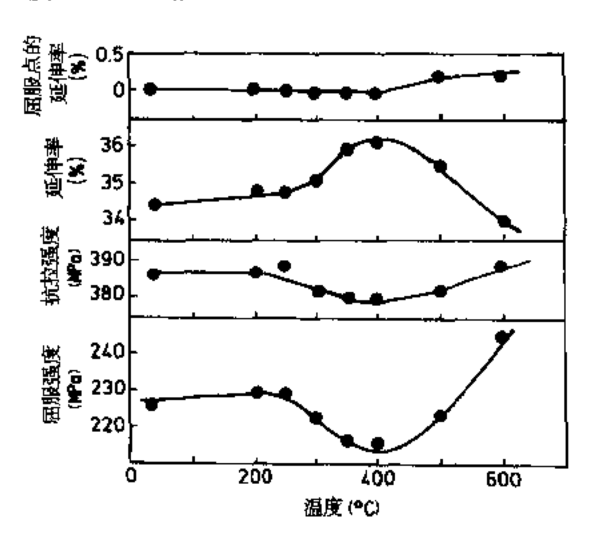


图 6-58 含磷连续退火铝镇静钢的力学性能随快冷终端温度的变化，快冷后随即 400℃过时效 2min 和 100℃形变时效（Akisue 等，1982)

采用下列平均化学成分：

0.034%P，

0.066%P—0.146%Si 和

0.092%P—0.21Si，

可分别获得最低抗拉强度为 340MPa，370MPa 和 420MPa（Prum 等，1986)。但是高强度钢，采用高碳含量和刚好高于再结晶温度的退火，可能得到较低的成形性（Takechi 等，1981)。加入磷、锰和硅的连续退火钢的抗拉强度可通过下列方程表示：

$$抗拉强度\ (MPa) = 477.1 - 47.9\,[Mn] + 126.8\,[Si] + 917.5\,[P] - 0.019\,(ST℃) \tag{6-8}$$

式中，[ ] 是该合金元素的重量百分比，ST℃是在 700℃到 850℃内的退火温度（Katoh 等，1984b)。由于晶粒细化，钢显示出大的硬化效应，采用低的退火温度对强度极大化有效，但损害 r_m 值。

·p.261·

6.7.1.3 连续退火无间隙固溶强化钢

该类钢是在无间隙低碳钢的基础上加入磷，硅或锰。生产工艺和钢的化学成分的影响一般也类似于无固溶元素的对应钢。

在钛轴承 IF 钢中，磷仍是一种强有力的固溶强化元素，每加入 0.1%P，抗拉强度增加 88MPa，每加入 0.1%Si，具有抗拉强度增加 10MPa 的居中强化效果，锰是最低的强化元素，每加入 0.1%Mn，抗拉强度只增加 5MPa，如图 6-59 所示。但是，强度每增加一个单位，延伸率损失最少的元素是硅，最高的为磷，如图 6-60 所示。锰造成 r_m 值降低，而磷和硅使 r_m 值稍增。

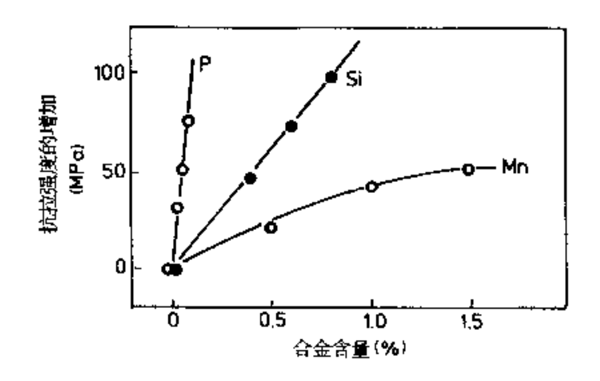


图 6-59 超低碳钛轴承钢的抗拉强度随固溶元素含量的变化（Katoh 等，1984b）

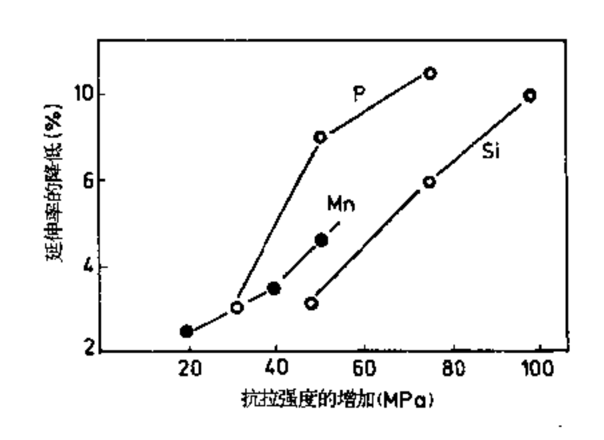


图 6-60 通过固溶元素强化延伸率的损失（Katoh 等，1984b）

图 6-61 表明，超低碳铌轴承钢强度增加和延伸率降低线性地取决于［Si］+［Mn］+10%［P］参数，此处［］是该元素的重量百分比，该关系意味着锰和硅具有相似的强化效应，磷是 10 倍的强烈。但是，对 r_m 值的影响不同，每单位强度的增加，r_m 值的降低磷最少，而锰最高。

钛和铌轴承无间隙钢均能显现出冷加工脆性，有时称之平面裂纹，这解释为磷偏析于晶界。这一影响程度明显地取决于磷含量。通过加入硼，可以降低给定磷含量下的开裂倾向。硼的存在与低裂纹倾向有关，仅仅 0.001%B，显著地降低脆性转变温度。

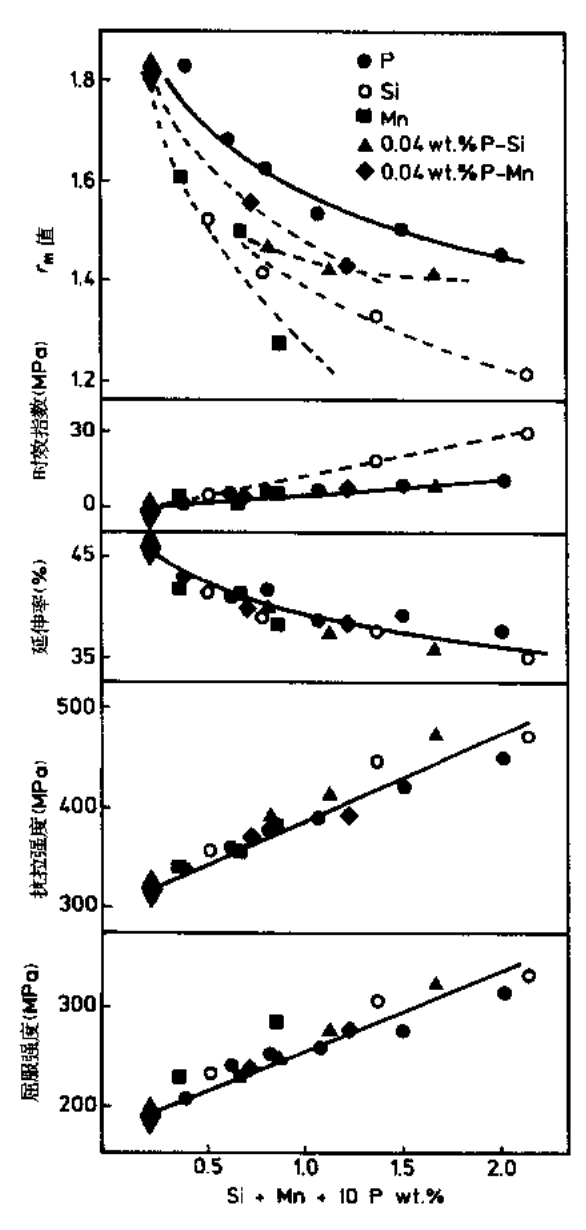


图 6-61 超低碳连续退火铌轴承钢力学性能随 [Si] +[Mn] +10[P] 的变化 (Ohashi 等，1981)

·p.262·

通过退火后改变冷却速度也可控制脆性效果（Ohashi 等，1981)。如果冷却速度大于 20℃/s，即不发生脆性，这是由于冷却中磷没有足够的时间扩散到晶界。不过，钢的时效指数与开裂倾向之间也有一种关系，因此为了避免开裂，高磷含量比低磷含量钢，需要更高的时效指数（Ire 等，1981)。通过退火后冷却中保留钢中固溶碳或氮。得到足够的时效指数，可以降低铌和钛钢的冷加工脆性。图 6-63 表明钢 830℃退火后采用足够高的冷却速度，并具有合金元素与碳原子之比低于理想配比时，可以降低冷加工脆性。图 6-63 表明铌和钛轴承钢，在固定冷却速度 70℃/s 时，时效指数取决于退火温度和钢的化学成分。但是，铌或钛加人量低时，时效指数随钢的退火温度变化很小。这些钢显

著低的脆性倾向，与退火温度的高低无关。但得到低的 r_m 值。图 6-64 表明铌和钛钢性

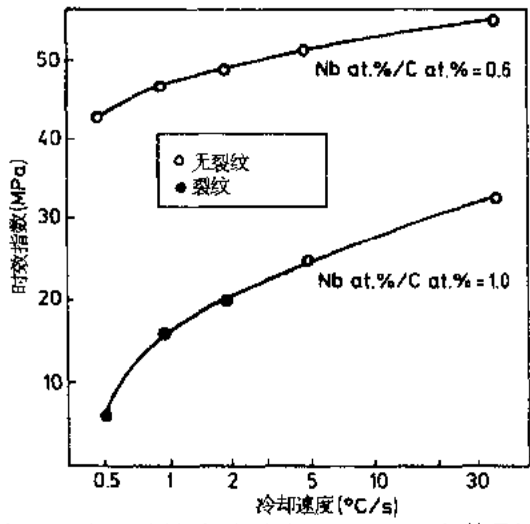


图 6-62　冷却速度对含不同铌与碳原子比和 0.07%P 铌轴承钢时效指数和冷加工脆性的影响（Hashimato 等，1981）

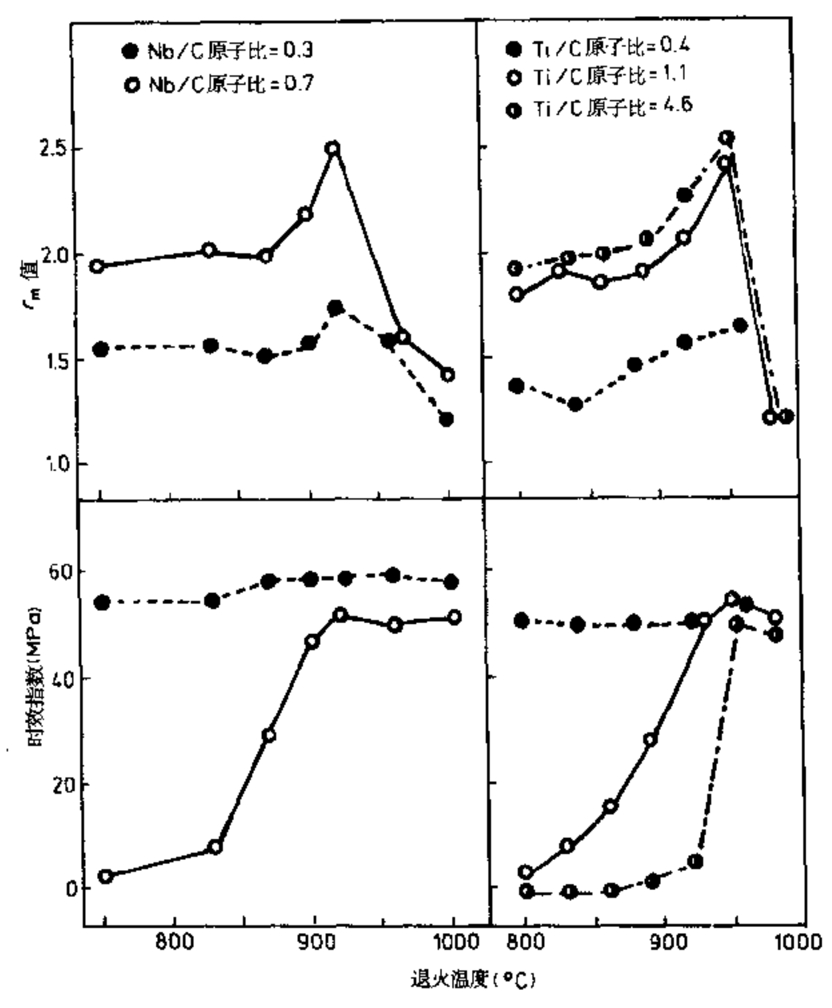


图 6-63　退火温度对 0.07%P 铌和钛钢时效指数和 r_m 值的影响，钢的冷却速度为 70℃/s，Nb/C 和 Ti/C 比为原子百分比（Irie 等，1982）

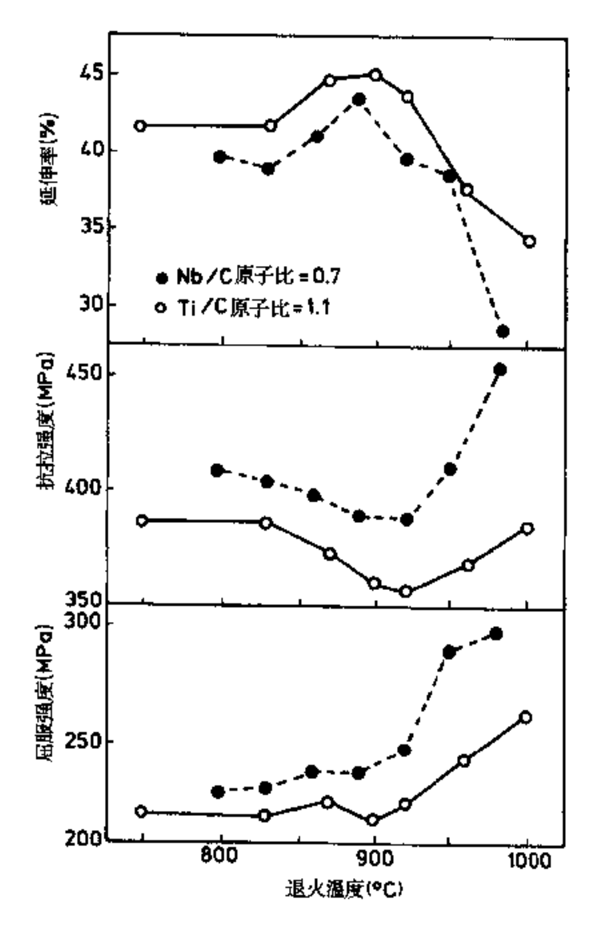


图 6-64 退火温度对铌和钛钢屈服强度，抗拉强度和延伸率的影响，Nb/C 和 Ti/C 比为原子百分比（Irie 等，1982）

能随着退火温度的提高而改善，合适的退火温度约 900℃，900℃以上更高温度退火，性能急速恶化。

·p.263·

Brun 等（1982）人表明，无间隙钛轴承钢，如采用近 750℃的成卷温度，磷的强化效果降低。认为这是由于形成含有铁、钛和磷的颗粒所致。此外，r_m 值低于期望值。如果采用低的成卷温度，大大降低这些颗粒的形成，但在室式退火中，颗粒能重新形成。因此连续退火可以得到最高的强度和 r_m 值。

6.7.2 烘烤硬化钢

烘烤硬化钢的实质是在低碳钢基础上适当提高强度。涂敷后在烘窑中烘烤过程中，强度具有足够增加的能力，通常烘烤过程为 170℃约 20min，参见第 7 章。因此烘烤硬化钢具有一种相应低强度钢的成形性，但钢的实际使用性能恰有高得多的屈服强度。典型的屈服强度从低于 200MPa，变动到高于 250MPa，其强度值取决于钢的类型。烘烤中屈服强度的增加，定义为烘烤硬化指数 BH，其值可增至 50MPa 或更高，取决于钢的类型和应用正确的工艺条件。特定用于烘烤硬化的大部分钢，通过固溶强化元素磷、硅和锰来控其强度。最通常采用的强化元素仍是磷。然而其它类型的钢也可具有烘烤硬化效

应。钢的烘烤硬化倾向常用下述两种方法中的一个来检验：在平整轧制状态或增加 2% 拉伸变形后，都接着在 170℃保温 20min。平整轧制是最终退火处理后小变形量轧制，目的是为了去除不连续的屈服点和防止在形成中拉伸变形。

·p.264·

6.7.2.1 烘烤硬化机制

利用平整轧制或压力成形造成的间隙碳或氮，向位错偏析的变形时效过程来提高钢在烘烤过程中的屈服强度。烘烤硬化量随着间隙元素含量的提高而增加（Hanai 等，1984），但趋向达到一个饱和值，该值取决于钢的晶粒度。在给定间隙量的情况下，细晶粒度比粗晶粒度得到更高程度的烘烤硬化。在低间隙量时粗晶粒材料比细晶粒达到最高的饱和值。

铝镇静钢中为获得其它性能，钢中自由间隙氮量通常降到低水平。因此要确保有足够的碳，可利用来产生烘烤硬化效应，即使是十分细小的碳化物颗粒也有效果（Gawne，1985）。

·p.265·

室式和连续退火都可以生产烘烤硬化钢，但是得到设定的综合性能，这两种退火方式，钢的化学成分和前期工艺是不同的。对连续退火方法，烘烤硬化钢不是以铝镇静钢就是以无间隙固溶强化钢为基础。一般铝镇静钢连续退火比室式退火能得到更高的烘烤硬化。如图 6-65 所示（Bleck 等，1987）。但室式退火可能得到更高 r_m 值。无间隙烘烤硬化钢连续退火也可有更高的 r_m 值。

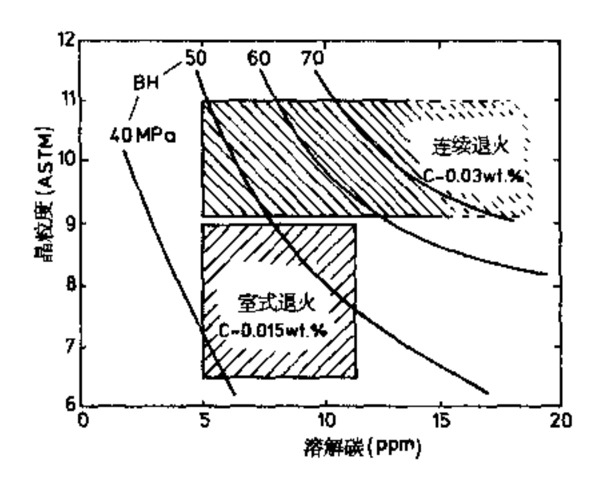


图 6-65 晶粒度和碳含量对室式和连续退火钢烘烤硬化指数（BH，MPa）的影响（Bleck 等，1987）

6.7.2.2 室式退火烘烤硬化钢

该方法是以铝镇静钢的传统工艺为基础。含有适当铝和氮含量的钢热轧并在低温下成卷，以保留铝和氮在固溶体中，如第 6.5.2 节所述。然后冷轧和退火得到具有高 r_m 值的产品。

如第 6.4.5.4 所述，退火后，碳在固溶体中采用的碳含量约在 0.02%以下（Hanai 等，1984）。磷和硅元素常用来控制需要的强度，增加烘烤硬化倾向，而元素锰有相反的效果，提高退火温度和降低碳含量也增加烘烤硬化的水平。

6.7.2.3 连续退火烘烤硬化钢

连续退火固溶强化烘烤硬化钢，可在可成形铝镇静钢的生产方法的基础上进行。如第 6.6.1 节所述。足够的碳保留在固溶体中造成烘烤硬化，是通常连续退火线上应用的冷却循环带来的自然结果。过时效前的缓慢冷却比快速冷却能产生更高程度的烘烤硬化

(Takechi 等，1981)。但是，通过调整过时效温度，从退火线上采用快速冷却也能带来较高程度的烘烤硬化。

在第 6.6.1 和 6.7.1.2 节中叙述了应用常规的连续退火工艺，获得钢的满意的综合性能。因此 Prum 等（1986）人认为通过采用高的成卷温度，钢中间隙氮冷轧前需以氮化铝形式充分析出。因此采用 0.02% 以下碳和低锰含量是有利的。图 6-66 表明磷促进变形时效和烘烤硬化的有利影响，这与磷在室式退火烘烤硬化钢中的影响是相一致的。

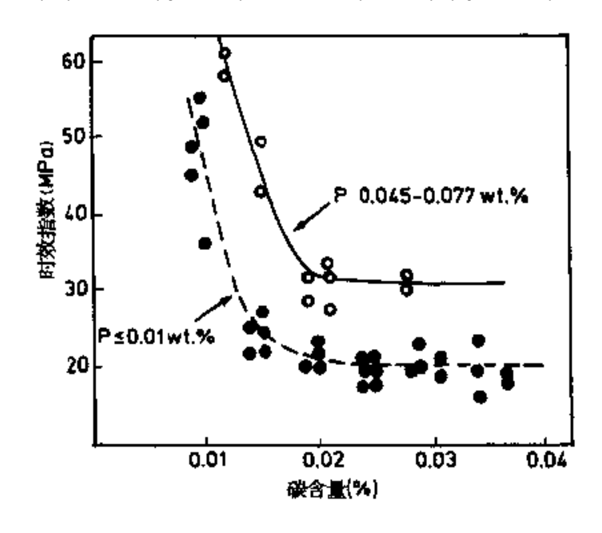


图 6-66 连续退火钢时效指数与碳和磷含量之间的关系（Katoh 等，1984b）

·p.266·

6.7.2.4 无间隙烘烤硬化钢

这是一类以钛或铌为合金元素的固溶强化无间隙钢，其化学成分和生产工艺选取保留一部分有用的碳在固溶体中，时效指数的发展与烘烤硬化指数间有良好的对应关系，如图 6-67 所示。避免由于变形时效带来冷加工脆性的生产工艺也能显现烘烤硬化。

6.7.3 微合金高强度低合金（HSLA）钢

微合金高强度低合金钢，主要通过钢中加人强烈形成碳化物或氮化物元素铌、钛或钒得到屈服强度在 300MPa 至 500MPa 内的钢，参见第 8 章。这些元素当钢中存在足够的碳，对钒钢需存在足够的氮时，通过晶粒细化和析出强化来增加钢的强度。

在热轧状态，由于析出强化是主要影响，通常采用碳和锰，很易达到 500MPa 以上的屈服强度。在冷轧和退火钢中，特别是室式退火钢，由于析出相粗化和在再结晶过程中变得松散，析出强化作用降低。所以在冷轧和退火生产中要达到更高强度，有时需有其它强化机制的作用。如成形性或疲劳性能要求不严格，可应用固溶强化直到冷加工强化。

室式和连续退火均可生产冷轧高强度低合金钢，但发现在给定钢的化学成分和前期工艺条件下，连续退火钢的强度高于等效室式退火钢，如图 6-68 所示。因此室式退火要获得给定强度需有一种富有的化学成分。Reis 等（1981）认为如要获得均匀一致的产品，需严格控制热轧工艺、冷变形率和退火工艺。

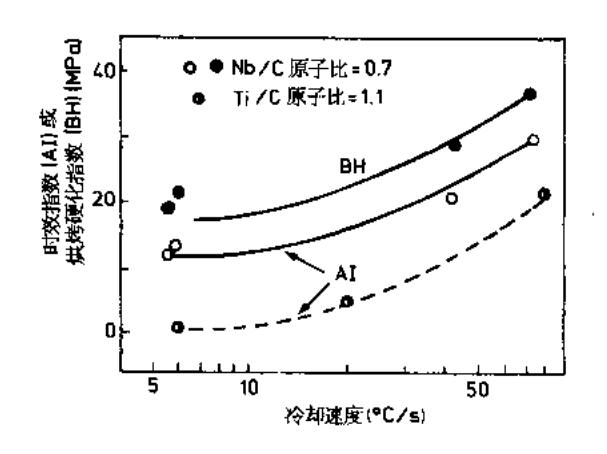


图 6-67 870℃退火后的冷却速度对钢的变形时效指数(AI)和烘烤硬化指数(BH)的影响。钢的 Nb/C 为 0.7,过量 Ti/C 原子比为 1.1(Irie 等,1982)

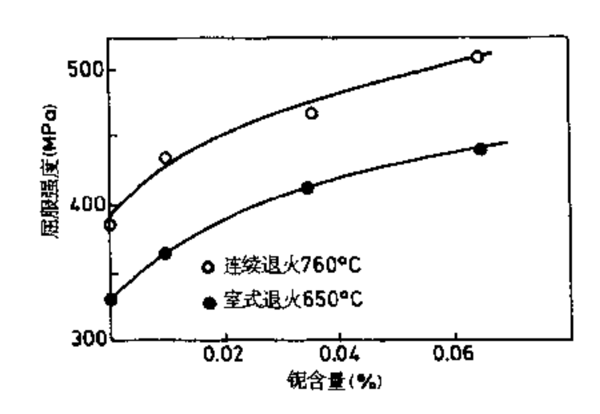


图 6-68 连续和室式退火对含 0.06%P 和 0.5%Si 冷轧铌钢屈服强度影响的比较(Pradhan,1984c)

·p.267·

6.7.3.1 室式退火工艺

钢的化学成分

由于加入铌或钛导致抗拉强度的增加,ΔTS 与钢的化学成分之关系可经验地用下式表示:

$$\Delta TS(\mathrm{MPa}) = K_1[\mathrm{Nb}]^{1/2} \text{ 或 } = K_2[\mathrm{Ti}]^{1/2} \tag{6-9}$$

式中,K_1 和 K_2 取决于工艺条件,K_1 通常约为 250MPa,K_2 约 350MPa(Hayami 和 Furukawa,1977)。这些方程意味着随着合金含量的提高。强度增加速度逐步降低。Meyer 等(1977)人也表明,钛比铌产生强度增加的作用更大。钛钢在热轧、冷轧和退火状态之间,强度的损失相对低,而铌钢损失强度的比例较高。图 6-69 表示钒轴承钢钒加入量与屈服强度之间的关系。比较图 6-68 与图 6-69 表明钒带来的强化小于铌。

热轧和冷轧

通常发现热轧状态具有高强度也趋向带来冷轧和退火状态较高的强度。其具体的关

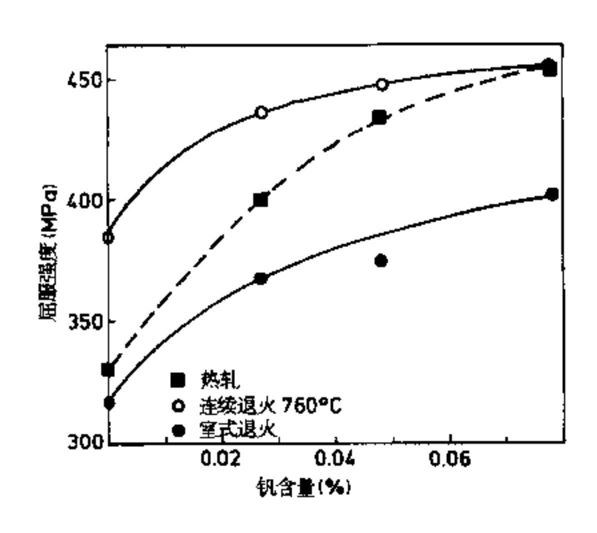


图 6-69 含 0.06%P 和 0.05%Si 热轧和室式和连续退火钢屈服强度随钒含量的变化（Pradhan，1982）

系取决于钢的化学成分和正确工艺条件的应用。一般较高成卷温度导致热带强度降低，钒轴承钢成卷温度近600℃时，存在最高的热轧强度（Pradhan，1982；Grozier，1977）。

成卷温度也影响再结晶动力学，铌和钒轴承钢成卷温度的提高导致更快的再结晶（Antoniucci 等，1977）。通常再结晶完成的温度也随合金元素含量的提高和冷变形率的降低而升高。当热轧母体材料的性能也适当控制时，冷轧和退火高强度低合金钢得到最稳定的性能（Schneider 和 Pollard，1980）。

·p.268·

退火

增加退火温度造成钛、铌和钒轴承钢强度的降低。图 6-70 表明退火温度对两种钛轴承钢的影响。从图中看出两种钢强度上的差别大致相同，与退火温度无关。图 6-71 和图 6-72 表示铌和钒轴承钢屈服强度随退火温度的变化。

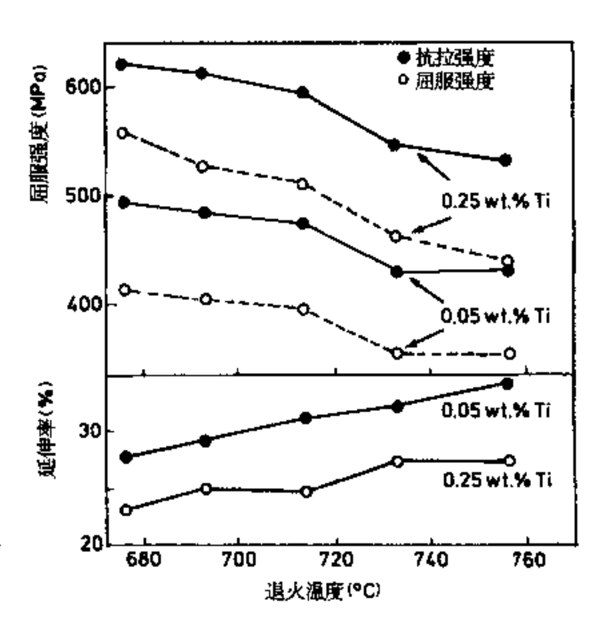


图 6-70 室式退火温度对钛轴承钢强度和延伸率的影响（Toda 等，1976b）

图 6-73 是铌和钛轴承钢中铌或钛含量与恰好完成再结晶的退火温度相复合的影响。该图也给出了合金含量与可用来得到这些屈服强度的退火温度相复合影响的等强度曲线。基础钢化学成分为 0.06% C，1.0% Mn 和 0.3%Si。

·p.269·

采用化学成分近 0.07%C，0.4%Mn，0.035%P 和 0.02%Nb 的室式退火钢，可得到 255MPa 最低屈服强度（Dickinson 等，1980）。终轧和成卷温度均影响铌、钛复合钢的性能，室式型退火比再结晶的连续退火材料带来更低的抗拉强度。采用含 0.06% C，0.9%Mn，0.02%Nb 和 0.08%Ti 的钢可得到近 400MPa 抗拉强度（Bleek 等，1989）。

最后一道影响性能的工序是平整轧制，如第 6.7.2 节所述。平整轧制用来去除屈服点，以避免在成形中造成拉伸变形。起始屈服强度近 350MPa 的微合金钢，约需 2%变形率的平整轧制，达到屈服应力-冷变形率曲线最低点，相当于屈服点的消失（Reis 等，

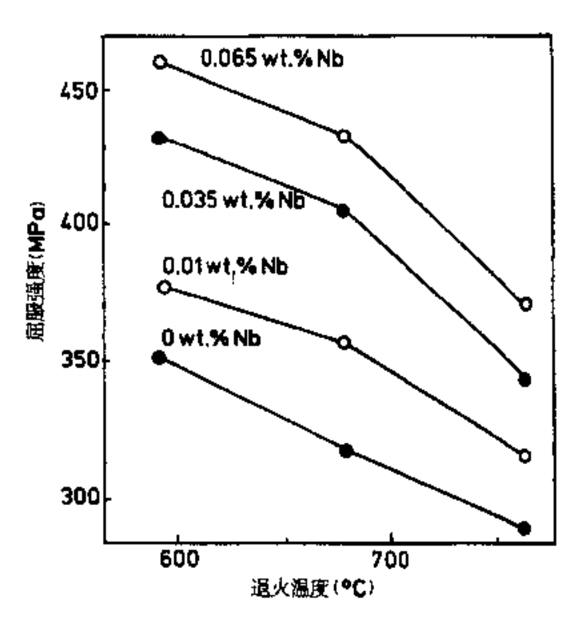


图 6-71　含 0.06%C 和 0.05%—0.08%P 铌钢屈服强度随室式退火温度的变化，钢的退火时间为 12h，冷变形率 70%（Pradhan，1982）

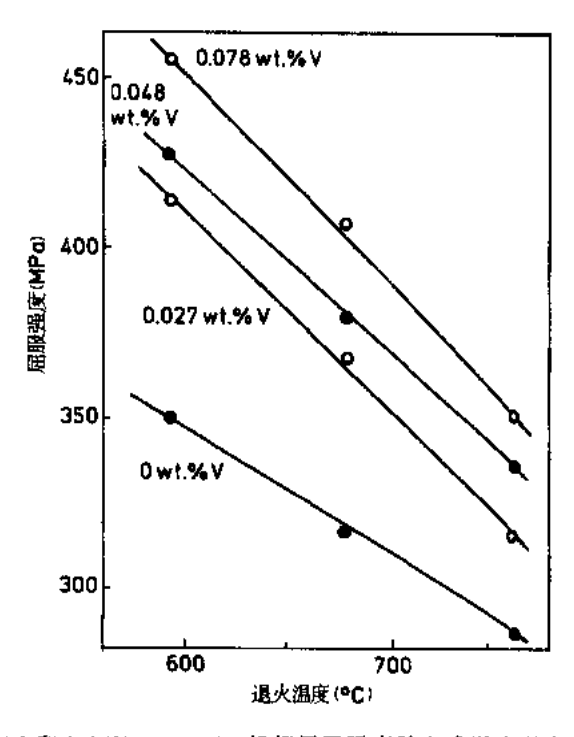


图 6-72　含 0.06%C 和 0.05%—0.06%P 钒钢屈服强度随室式退火温度的变化，钢的退火时间为 12h，冷变形率 70%（Pradhan，1982）

1978)。为达到同样目的，低碳钢或复磷钢一般需要两倍多的平整轧制变形率。

6.7.3.2　连续退火工艺

钢的化学成分

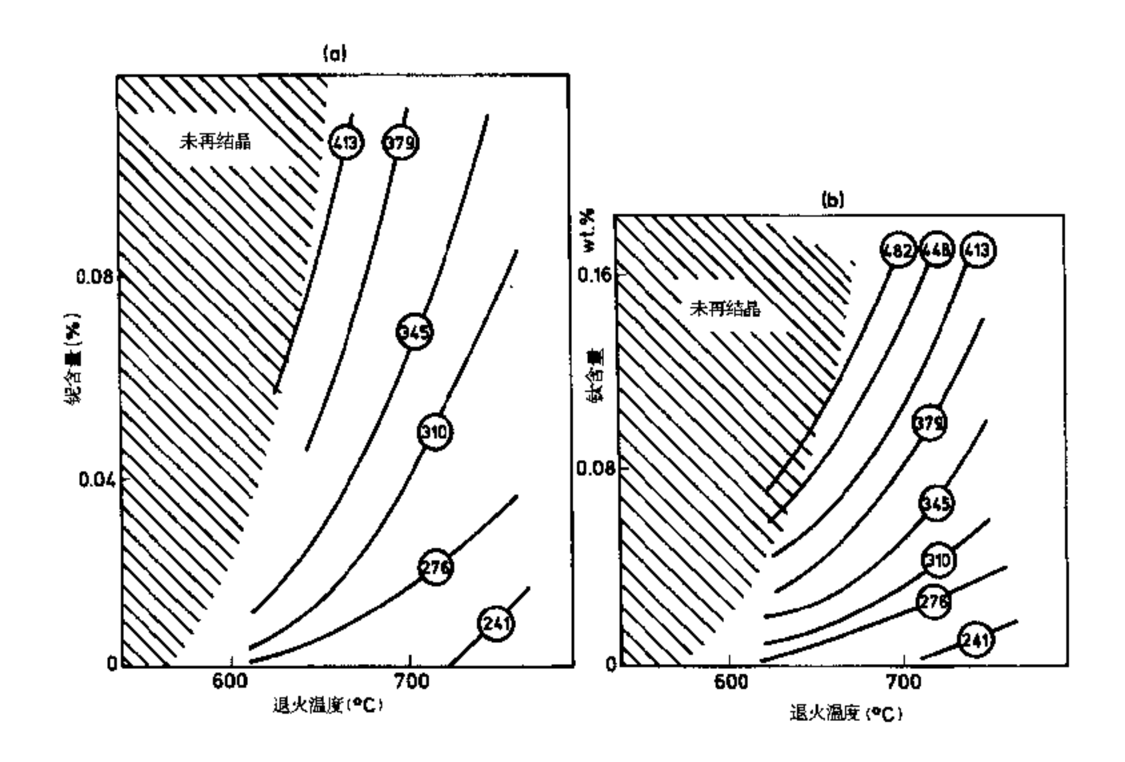


图 6-73　合金元素加入量与退火温度相复合给注明 MPa 屈服强度带来的影响。
（a）铌钢　（b）钛钢退火保温时间 16h（Goodman，1984）

铌、钛或钒合金加入量的增加，导致连续退火钢屈服强度的提高，如图 6-74 和图 6-75 所示。Brun 等（1984）也指出，在镀锌线上连续退火的铌轴承钢，屈服强度的增加率随着合金含量的提高而降低。钒产生的强化既低于铌也低于钛。

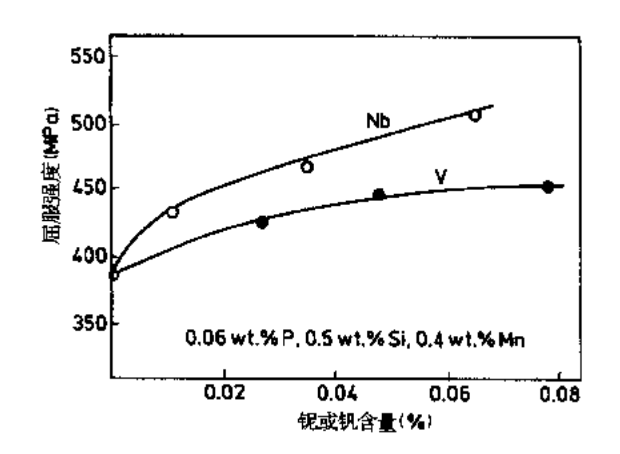


图 6-74　760℃连续退火后冷轧钢屈服强度随铌或钒含量的变化（Pradhan，1984c）

热轧

铌或钒钢连续退火可以在最终产品中保留相当大比例的析出强化(Pradhan,1982)。因此,如果成卷温度提高,热轧带由于析出效应而强化,相应地最终产品强度将有所增加。

当成卷温度提高时，再结晶温度降低（Brun 等，1984），其影响量取决于铌含量，

当成卷温度从500℃提高到700℃，退火时间1min，钢中0.06%Nb大约影响再结晶温度25℃。

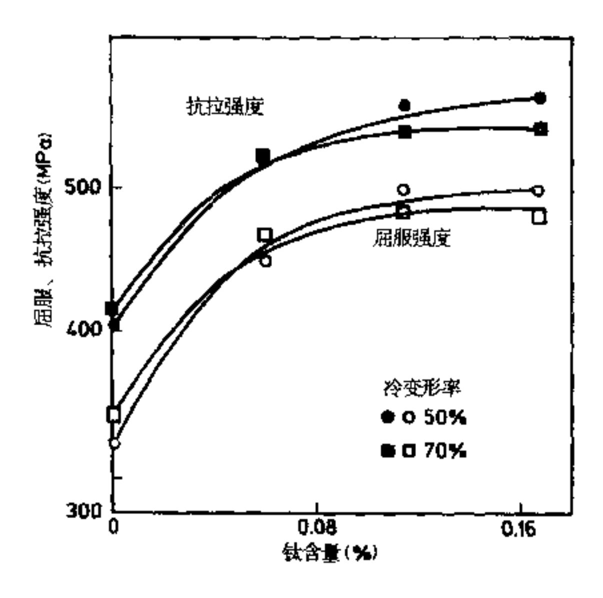


图6-75 冷变形率50或70%并大于95%再结晶的连续退火处理钛轴承钢屈服强度和抗拉强度的变化（Goodman和Chaudhry，1982）

·p.271·

冷轧

在铌和钒轴承钢合金范围内，冷变形率从50%增加到70%，再结晶完成的温度约降低20℃，如图6-76所示。铌钢760℃退火1min后，冷变形率提高造成屈服强度升高约20MPa，但是钒轴承钢，屈服强度得到较大幅度提高，如图6-77所示。对0.06%Ti钢，存在一种相似的影响（Goodman和Chaudhry，1982），但是加入较高钛含量钢，70%冷变形率的屈服强度略低于50%变形率的强度。合金加入量从0.06%到0.17%的铌和钛轴承钢，冷变形率从50%增加到70%，完成50%再结晶温度降低刚过50℃。

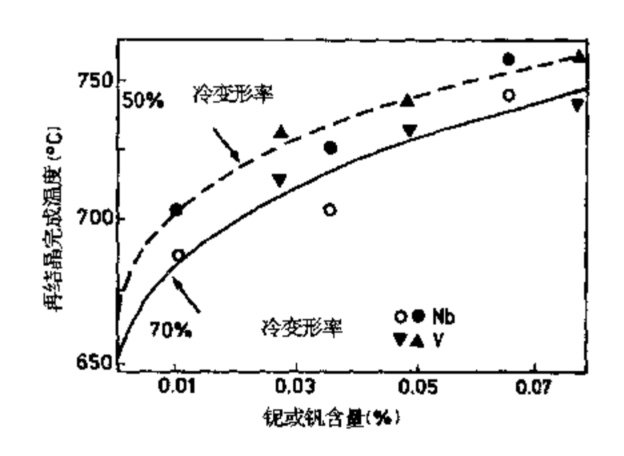


图6-76 完成再结晶的温度随冷变形率和合金含量的变化（Pradhan，1982）

退火

微合金元素的一个重要影响是提高连续退火中的再结晶温度。图6-76给出了铌和

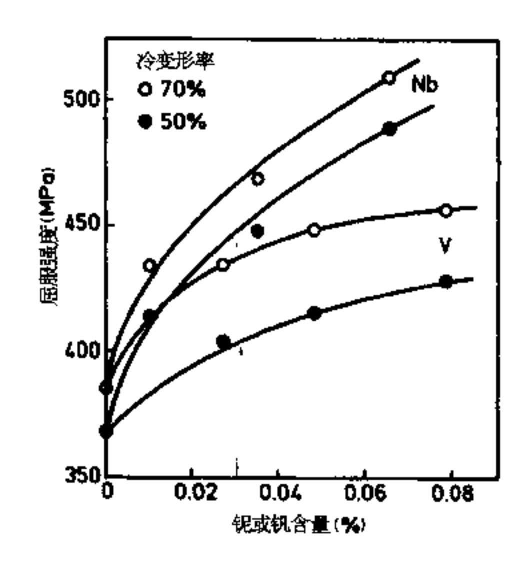


图 6-77 冷变形率对 760℃退火 1min 铌和钒轴承钢屈服强度的影响(Pradhan，1982)

钒轴承钢的影响量，在其它钢，包括含钛钢也发现有类似影响(Brun 等，1984；Goodman 和 Chaudhry，1982)。当退火温度提高时，抗拉强度逐渐降低，随着再结晶完成百分比的增加，延伸率增高。铌钢抗拉强度随铌含量提高超过 0.02%的增加量，在充分再结晶条件下低于 35MPa，因为造成完全再结晶的高退火温度导致大部分析出强化损失。含较高钛含量的钛轴承钢发现有相似影响。在充分再结晶状态下的铌钢，退火温度增加到 820℃，退火时间从 1min 增加到 3min，带来的屈服强度上的降低很小，屈服强度随着铌含量的增加而提高，如图 6-78 所示。具有相似基体钢化学成分，含 0.5%Si 和 0.05% P但不含铌，经相同的处理温度范围，未发现钢的屈服强度有变化。比较图 6-78 和图 6-79，屈服强度随退火温度的提高而降低值，钒钢高于铌钢。

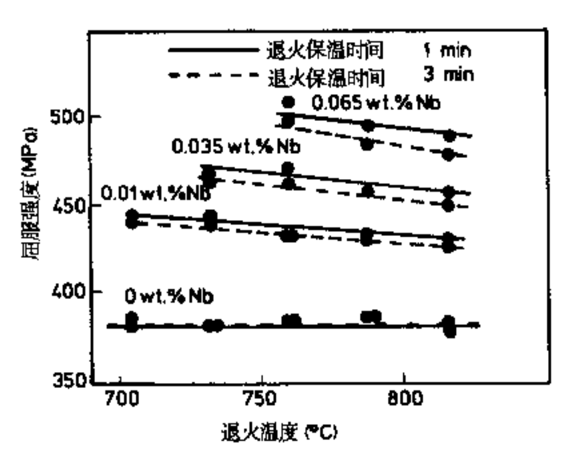


图 6-78 铌轴承钢屈服强度随连续退火温度的变化，退火保温时间 1min 或 3min(Pradhan，1982)

·p.272·

连续退火微合金钢平整轧制的要求，多半与室式退火材料的一般要求相似。

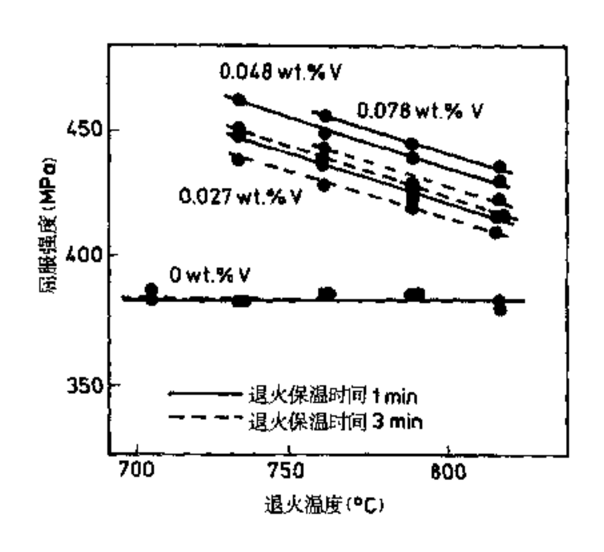


图 6-79 钒轴承钢屈服强度随连续退火温度的变化，
退火保温时间 1min 或 3min（Pradhan，1982）

6.7.3.3 冷加工或恢复退火钢

恢复退火钢可采用室式退火生产，但采用连续退火将获得更均匀的性能（Mould，1982)，碳钢可用来生产恢复屈服强度 480 到 620MPa，但微合金钢需要获得近 1000MPa 强度。如在碳钢中加入钛，通过室式退火可得到高至 965MPa 屈服强度（Schneider 和 Pollard，1980)。碳钢的连续恢复退火合适温度为 565℃（Pradhan 和 Melcher，1984)，但是毫无疑问，微合金钢再结晶温度比碳钢增高，因此微合金钢的适用退火温度要提高。恢复退火钢的应用应注意到该钢可拉伸性有限，其屈服比接近 1。

冷加工强化通常用于高强度镀锡板和热浸镀锌钢。镀锡钢是碳钢退火后的再一次冷变形，而热浸镀锌板通过镀锌线退火段温度应足够低，以避免发生再结晶。

6.7.4 双相钢

6.7.4.1 冶金学基础

双相钢通常由铁素体基体中最高约 20% 马氏体分散相组成。双相钢显示连续屈服特性，低的屈强比和高均匀和完全的延伸值。Williams 和 Davies（1963）首先揭示铁素体—马氏体组织结构的优点，但是直到 70 年代中期，对这类钢还未产生实用兴趣。

双相钢的冷轧方式是通过临界间退火后进行，马氏体从奥氏体冷却中相变形成。正如 Sakaki 等（1983）评述的那样，众多的研究者均认为，双相钢连续屈服和低的屈服强度是由于奥氏体向马氏体转变中的体积膨胀，导致铁素体内存在不连锁位错的结果。Speich（1981）的另一种解释是相变过程中产生的局部内应力助长起始屈服并允许在整个材料中许多点上开始塑性流动。Sakaki 等（1983）人理论研究表明，即使通过时效铁素体中的位错稍有锁牢，但残余局部应力已足够造成材料连续屈服。

·p.273·

通常发现马氏体的体积百分比增加时，双相钢的抗拉强度提高，但屈服强度开始降低，然后增加，如图 6-80 所示。在这种情况下，不同体积百分比的马氏体可通过不同

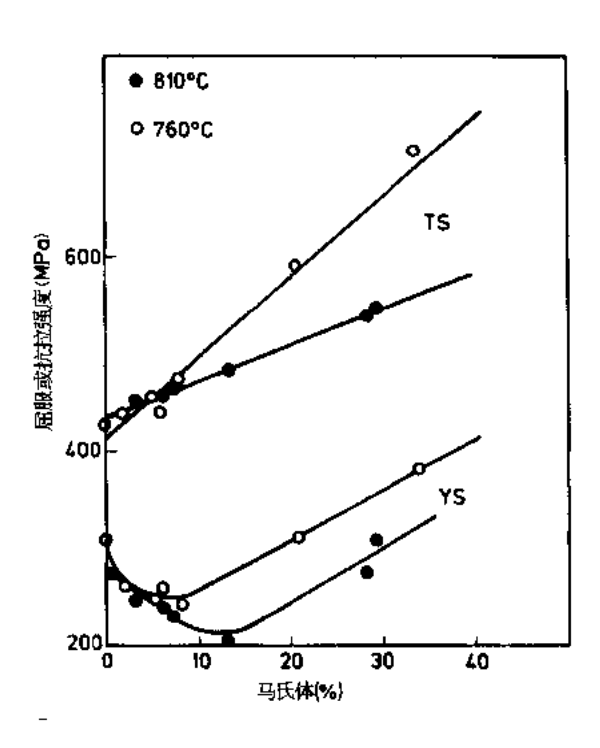


图 6-80 含 0.063%C 和 1.29%Mn 双相钢屈服和抗拉强度随马氏体体积百分比的变化。在 760℃或 810℃退火 10min（Lawson 等，1981）

冷却速度获得。Takada 等（1982）认为，为了获得连续屈服和低的屈强比，需要孤岛状分布在铁素体晶粒上马氏体数量比大于 0.5，马氏体与铁素体之间具有高的硬度比。但是恰好消除不连续屈服的马氏体最低体积百分比，还取决于铁素体晶粒度，铁素体中固溶碳含量和马氏体孤立组织的大小和分布（Sudo 和 Tsukatani，1984）。

图 6-81 表明给定马氏体体积百分比时，马氏体孤立组织尺寸的增加对抗拉强度影响小，但明显地降低均匀延伸值。但是 Maid 等（1988）发现延伸率有相似的倾向，但在较小马氏体组织直径时，抗拉强度增加。马氏体体积百分比对屈服强度的影响取决于铁素体与马氏体之间的硬度比，实际上，当马氏体的碳含量增加时，屈服强度提高（Speich 和 Miller，1981）。马氏体的碳含量取决于退火温度，但锰和硅都倾向于增加形成马氏体的碳含量（Messien 等，1982）。

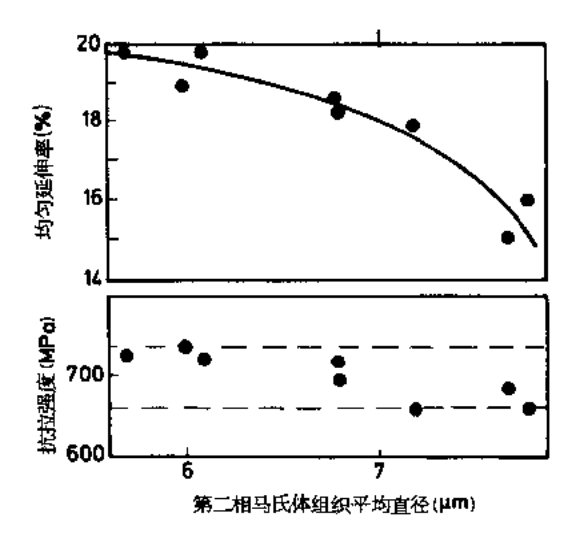


图 6-81 第二相马氏体孤立组织平均直径对双相钢强度和延伸率的影响，钢中第二相体积百分比大致不变，为 0.19%—0.23%（Gladman，1981）

一般认为，在退火温度留下的铁素体，称残余铁素体可在冷却过程中长入奥氏体，形成外延铁素体。根据钢的实际化学成分和工艺条件，部分奥氏体可以保留不相变，除马氏体外，还可形成贝氏体和珠光体。

·p.274·

通过很细的马氏体组织分布和细的铁素体晶粒度，可以获得强度和冷成形性能的适当结合。（Maid 等，1988）。图 6-82 表明铁素体-碳化物钢和双相铁素体-马氏体晶粒尺寸的影响。晶粒尺寸的增加导致屈强比降低，且双相钢的屈强比显著地低于铁素体-碳化物钢，马氏体中碳含量的增加导致钢的抗拉强度增加，延伸率相应地降低（Maid 等，1988）。原则上可用室式退火生产双相钢（Grawley 等，1981；Mould 和 Skena，1979）。但是实践中需要高的锰含量，故通常不采用室式退火。

所以有两种方法生产冷轧双相钢，选用哪一种根据可利用的连续退火线的性能。一种方法为水淬后回火，另一种在缓慢的速度下冷却，不经回火。

正如 Nakaoka (1984) 所述，淬火法生产双相钢淬火后需回火，以防止后来的软化，改善强度—韧性的平衡和控制烘烤硬化。

当钢迅速淬火时，低锰含量就能获得铁素体—马氏体双相组织，但较高锰含量或钢中加入其它合金元素则需要缓慢的冷却。合金的需要量取决于冷却速度。给定一种冷却速度的情况下，恰好能带来所需组织结构的锰含量可以称为临界锰当量。铝和钼在助长产生铁素体—马氏体组织上比锰更加有效，如图 6-83 所示。当量锰百分比含量可以表达为

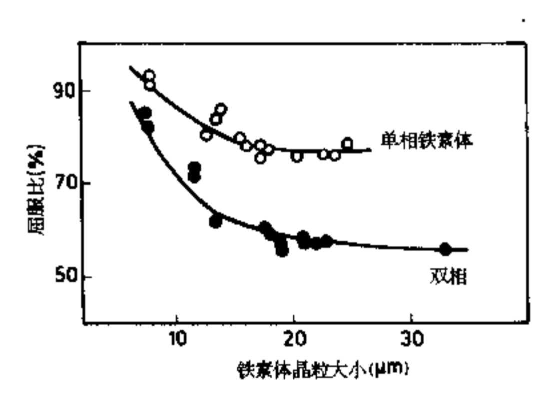


图 6-82　铁素体晶粒大小对双相钢和铁素体-碳化物钢屈强比的影响 (Takada 等, 1982)

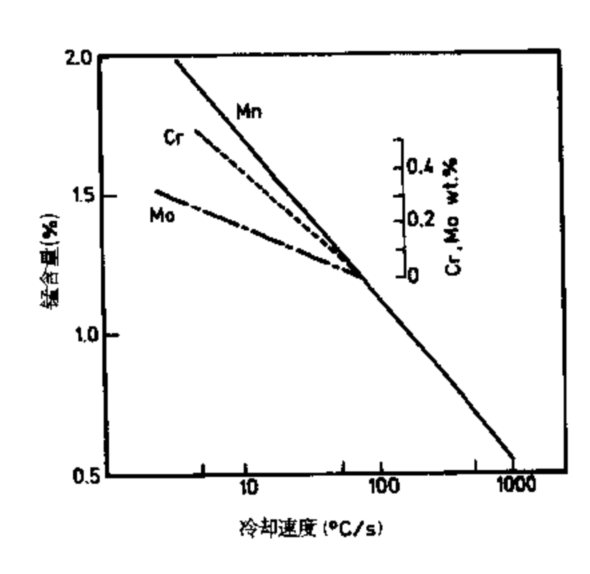


图 6-83　临界冷却速度与合金元素含量之间的关系 (Irie 等, 1981)

·p.275·

$$[Mn]_{当量} = [Mn] + 1.3[Cr] + 2.67[Mo] \quad (6\text{-}10)$$

式中，[ ] 是合金百分比含量。锰当量与冷却速度 (C_k) 之间的关系是

$$\log C_R(℃/s) = 3.95 - 1.73[Mn]_{当量} \quad (6\text{-}11)$$

Furukawa 等 (1981) 得到一个稍有不同的关系：

$$\log C_R(℃/s) = 5.3 - K[Mn]_{当量} \quad (6\text{-}12)$$

式中，K 值随退火保温时间的变化列于表 6-1。

表 6-1　K 值随退火保温时间变化

保温时间 (s)	20	60	80
K	2.08	2.38	2.56

上述方程式的进一步变化是计入了磷的影响：

$$[Mn]_{当量} = [Mn] + 0.45[Si] + 1.15[Cr] + 2[P] \quad (6\text{-}13)$$

临界冷却速度列于下式：

$$\log C_R(℃/s) = 5.36 - 2.36[Mn]_{当量} \quad (6\text{-}14)$$

无疑地这是有关上述关系式的一般相同点，在不同条件下，钢的化学成分与冷却速度之间的关系存在差异。

6.7.4.2 钢的化学成分

钢的化学成分通过影响马氏体的体积百分比而对钢的性能有重要影响。如碳、锰和硅的增加均导致抗拉强度提高。在退火过程中，锰倾向于从铁素体向奥氏体中偏析（Speich 等，1981）。磷和钒均引起强度增加（Bleck 等，1986），磷主要通过固溶强化，钒是通过提高马氏体的体积比和细化铁素体晶粒尺寸来增加强度。硅由于形成固溶强化，常用于双相钢。如前所述硅增加奥氏体中的碳浓度，在冷却中抑制从奥氏体形成珠光体（Hehemann，1970），硅和磷一样，在退火后冷却到 400℃至 450℃，引起钢中残余奥氏体的体积百分比增加（Chen 等，1987）。

在给定一个马氏体体积百分比的情况下，锰硅钢的马氏体孤立组织尺寸小于锰铬钢，并且当硅含量增加时，马氏体组织的尺寸逐渐减小（Messien 等，1982）。在每一种情况下，当马氏体体积百分比增加时，马氏体组织的尺寸增大。

6.7.4.3 热轧

Shirasawa 和 Thomson（1987）研究了含 1.0%Si 和 1.5%Mn 双相钢热带组织对冷轧和退火后性能的影响。研究的初始组织包括带球状渗碳体的铁素体，珠光体，贝氏体或完全为马氏体组织。含有贝氏体的热带使退火后低温相变产物分布更加均匀。不同的原始组织之间，抗拉强度存在明显差异，但没有一个原始组织带来优良的强度、韧性平衡匹配。结果示于图 6-84。但是贝氏体热带在疲劳试验中具有高的耐久率，这解释为低温相变产物均匀分布所造成。

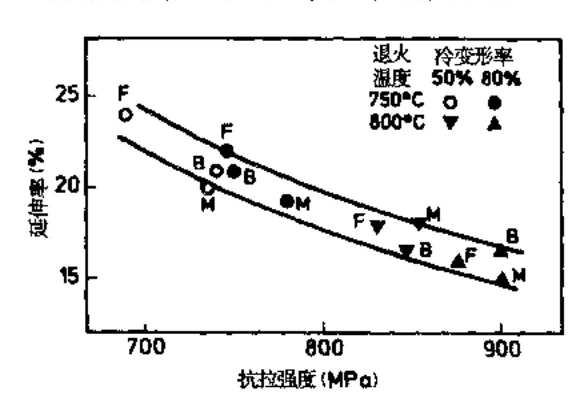


图 6-84 不同热带组织和冷变形率所得到的双相钢抗拉强度—延伸率平衡匹配 F. 原始组织为铁素体和碳化物；B. 原始组织为贝氏体；M. 原始组织为马氏体（Shirasawa 和 Thomson，1987）

·p.276·

成卷温度的提高导致淬火和回火双相钢 1%平整轧制后抗拉强度和屈服强度都降低，从 100℃到 500℃所有回火温度下，较高的成卷温度导致粗的铁素体晶粒度和低的马氏体体积百分比（Pradhan，1984a）。

6.7.4.4 冷轧

与其它类型钢一样，较高的冷变形率比低变形率带来更高的强度。如图 6-84 所示，在相同热带组织的情况下，80%冷变形率比 50%冷变形率的抗拉强度提高约 50MPa。

6.7.4.5 退火

加热到退火温度的速度对双相钢的性能有影响（Maid 等，1988）。对锰铬钢和锰铬硅钢而言，在马弗炉中缓慢加热比盐炉中快速加热得到的抗拉强度低，而且缓慢加热钢也倾向于产生低的延伸率，这一效应与盐炉处理钢中大量存在马氏体孤立组织，特别是直径小于 1μm 的马氏体组织相关。根据这个原理，预想到影响加热速度将对钢的性能有显著影响。

退火温度是重要的，因为温度在决定冷却前奥氏体存在的体积百分比中有重要影响，因而显著影响马氏体的最终体积百分比。图 6-85 表明，在一定碳，锰和硅含量范围内，退火温度的提高，如何造成气体喷吹冷却钢屈服强度和抗拉强度的增加。退火温度通过临界区间，强度迅速增加，退火温度提高到超过 Ac_3 点，强度增加普遍迅速减小。强度随着通过临界区间退火温度的提高而增加，是由于快速淬火钢马氏体体积百分比的增加（Pradhan，1984a），在淬火后回火的情况下，带来抗拉强度降低，屈服点延伸率增加和屈服强度的提高。

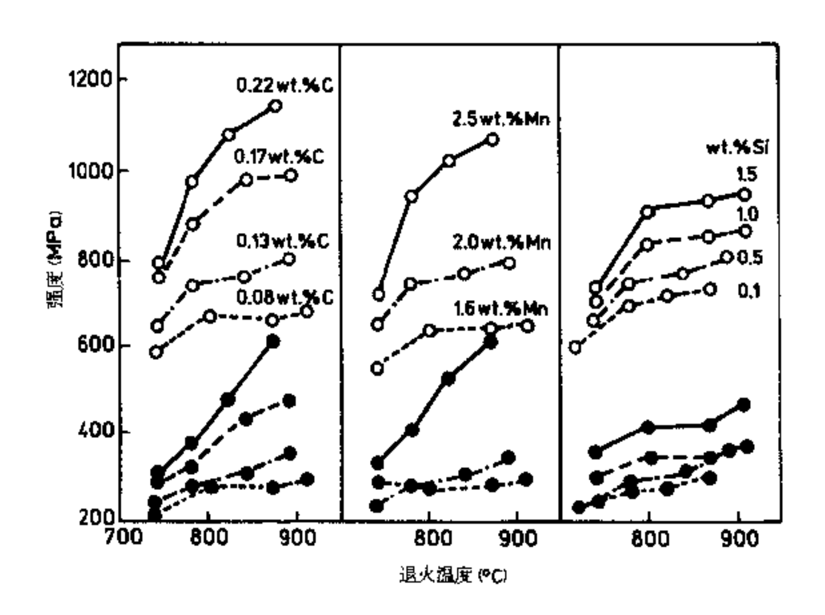


图 6-85 退火温度和化学成分对气体喷吹冷却钢屈服强度（黑点）和抗拉强度（白点）的影响（Okamoto 等，1982）

·p.277·

对空冷材料，外延铁素体的生长降低了低温相变产物的生成量。但是，0.006%C，1.23%Mn 钢在 775℃退火时间增加直至 10min，淬火和空冷两种情况下，第二相的体积百分比都逐步增加，如图 6-86 所示。这与在相同退火温度下退火时间增至 10min 屈服比的全面下降相关。而屈服点延伸率在相同温度下（775℃），退火只需 1min 显著地降低到零。既使在 725℃退火，屈服点降至零只需过 3min 多，如图 6-87 所示。屈服点延伸率降到零所需的时间也取决于钢的化学成分。并随着合金加入量的增加而降低。

冷却速度对双相钢性能的影响示于图 6-88。钢的成分含 1.2%Mn，铬加入量直至 0.5%。从图中看出，抗拉强度随冷却速度的增加而逐渐提高，而屈服强度开始降低，

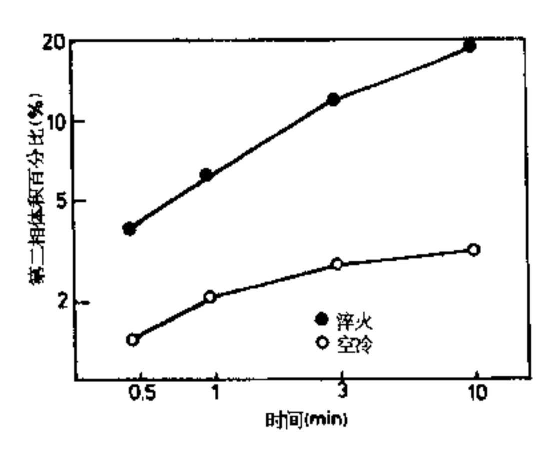


图 6-86 第二相体积百分比随 775℃退火时间的变化（Sudo 和 Kokubo，1984）

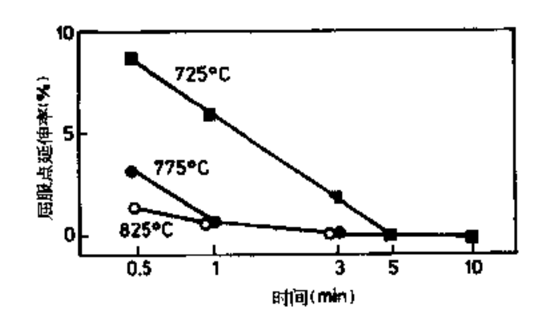


图 6-87 0.06%C，1.23%Mn 钢在不同退火温度下屈服点延伸率随退火时间的变化（Sudo 和 Kokubo，1984）

然后提高。需要最低的合金含量的适宜冷却速度是存在的。当钢中较高含铬量时，得到需要的低屈服强度的适宜冷却速度的范围较宽。需要获得 50%屈强比的钼、铝或锰合金加入量，在一个特定的冷却速度下，出现最低值，如图 6-89 所示。需要最低合金量的冷却速度钼最低，然后是铝，最后为锰，淬火钢能通过回火降低其强度和改善成型性。

·p.278·

6.7.5 超高强度钢

双相钢的性能可以通过在显微组织中除马氏体外引入其它相变产物而改善。如 Sudo 等（1981）表明，贝氏体对强度，均匀延伸率平衡配比稍有不利影响，但改善其可外卷边性和深冲后的断裂韧性。然而，铁素体、马氏体双相钢中少量的贝氏体造成抗拉强度降低和屈服强度增加，而使韧性有显著改善（Kim 等，1987)。

得到具有最低抗拉强度 980MPa 和良好韧性的双相钢组织结构，由在含最低固溶碳的易变形铁素体母体中存在高硬度马氏体所组成（Tanaka 等，1985)。采用的工艺方法包括：在溶解渗碳体的条件下，采用尽可能低的临界间退火温度，退火后冷却，然后从恰高于贝氏体开始转变温度淬火，以获得尽可能富集碳的马氏体，最后进行回火，使铁素体软化而不软化马氏体。在给定强度水平下，得到最高的延伸率的钢含有最高硅含量 1.9%。硅带来细小马氏体组织的均匀分布，并改善组织中铁素体的均匀延伸。从恰高于贝氏体转变温度淬火获得最大体积百分比的残余奥氏体，从而提高其韧性（Rigsbee 和 Vander Arend，1979)。

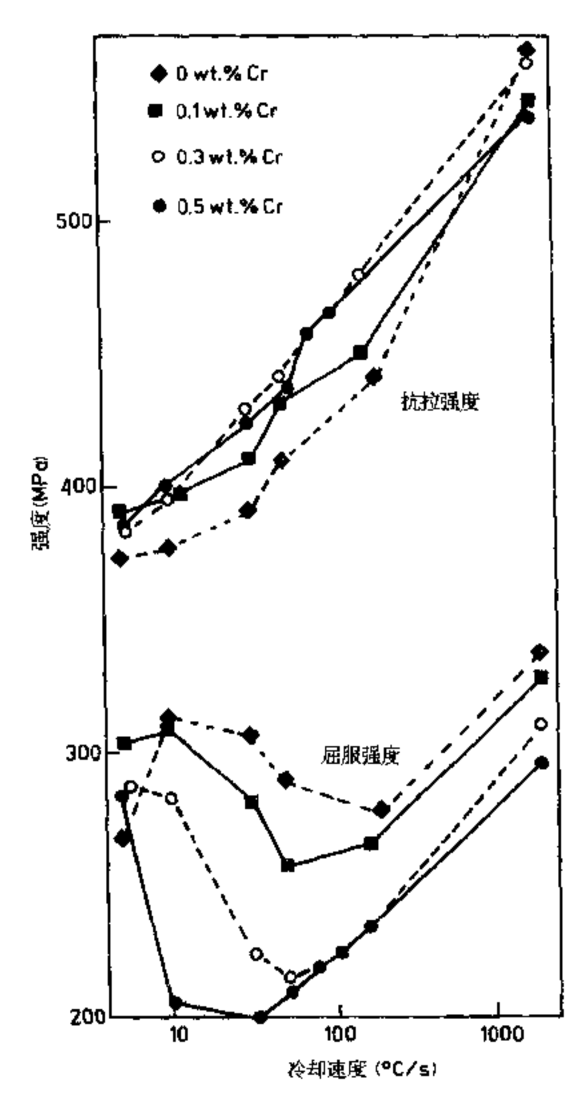


图 6-88 含 1.2%Mn 和不同铬含量钢的屈服和抗拉强度随冷却速度的变化（Ire 等，1981）

·p.279·

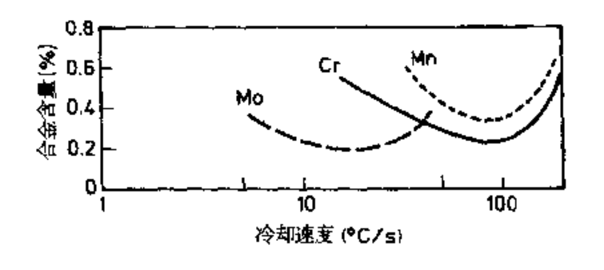


图 6-89 不同冷却速度下需获得 50%屈强比的合金元素含量（Ire 等，1981）

生产具有抗拉强度约 1000MPa 的高可成形钢的另一种途径，包括钢中含 0.4%C、1.55%Si 和 0.8%Mn，并采用一种退火工艺使显微组织由铁素体和贝氏体组成，并具有高比例的残余奥氏体（Matsumura 等，1987）。通过快冷到 400℃并等温可获得贝氏体，略高于 Ac_1 温度的临界间退火可获得最高的强度，延伸率平衡配比和最低的屈服比。如图 6-90 所示。另一种方法是采用较高的退火温度，使钢快冷到 400℃前高于珠光体转变温度时缓慢冷却，以使奥氏体能富集碳和锰。从较低温度下淬火后 400℃等温 2—5min 获得最高延伸率。

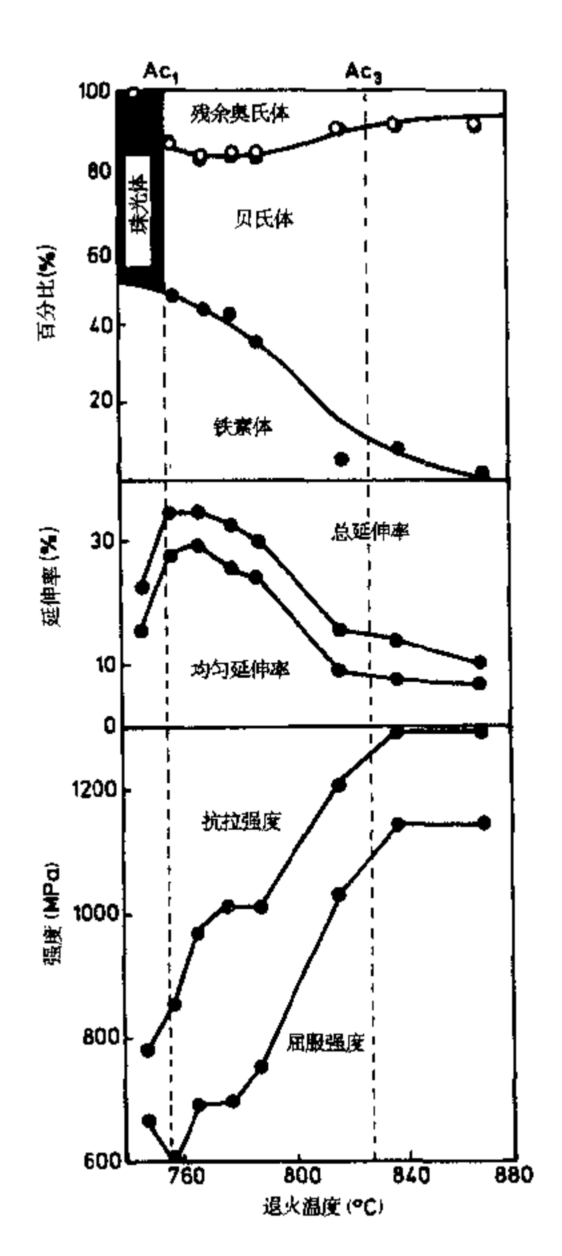


图 6-90 强度、延伸率和组织随退火温度的变化，试样淬火到400℃并等温 5min（Matsumura 等，1987）

组织结构含有高比例的贝氏体也能得到高抗拉强度（Sudo 和 Kokudo，1984)。在含 1%—11% 马氏体钢中贝氏体的体积百分比提高至 20%，对强度或延伸率影响小，但贝氏体体积百分比超过 20%，造成屈服和抗拉强度逐渐增加，延伸率逐渐降低。含 0.05% C，0.52% Si，1.51% Mn 和 0.96%Cr 的钢组织中 80% 贝氏体相对应的抗拉强度为 800MPa。

·p.280·

超高强度双相钢也可加入 2.0% Mn 结合 0.08% Ti 而获得，在这种情况下，采用约 730℃ 的退火温度得到低的屈服比。该温度低于铁素体开始再结晶的温度 750℃。因此最终的组织由马氏体组织分布在恢复铁素体母体中，该组织具有 1000MPa 抗拉强度及 10%或更高的延伸率。

在装有快速淬火设备的连续退火线上，可生产完全马氏体组织的钢。典型屈服和抗拉强度，含 0.07%C 钢从 827MPa 变动到 1102MPa、含 0.18% C 钢则从 1137MPa 变动到 1481MPa，但其总延伸率低，约 4%（McFarland，1968)。更高一些韧性可通过淬火后补充回火获得，但改善韧性较小。屈服强度从 865MPa 降低到 620MPa，总延伸率从 4%增加到 10%。

Okamoto 等（1982）提出了生产具有抗拉强度高至 1000MPa 冷轧钢的更进一步的方法，采用钢的成分含碳至 0.22%，锰 2.5%，硅 1.5%。获得性能的详细情况已在图 6-85 中给出。

6.8 致 谢

作者衷心感谢英国钢铁技术中心威尔士研究开发部的同事们对本稿有助的讨论和译注工作的帮助。

6.9 参考文献

Abe. H., Suzuki. T., Takage. K. (1981), *Trans*, *Iron Steel Inst*. *Jpn*. 21, 100.

Abe. M., Kobabu. Y., Hayashi. Y., Hayami. S. (1982). *Trans*. *Japan Inst*. *Met*. 23, 718.

Akisuc. O., Yamada. T., Ueda, S., Takashina, K. (1982), *Tetsu-to-Hagane* 68, 1388.

Antoniucci P. L., Brozzo. P., Pepi. G. (1977), *Arch Eissenhuttenwes*. 48, 157.

Aubrun, P., Rocquet, P. (1974), *Mem*. *Sci*. *Rev Metall*. 71, 1.

Baird, J. D. (1971), *Met*, *Rev*, 16, 1.

Bleck. W., Drewes. E. J., Engl. B., Litzke. H., Muschenborn, W. (1986), *Stahlu*. *Eisen* 106, 21.

Bleck, W., Junius, H. T., Muschenborn. W., Schaphof. W. (1987), *IDDRG Working Group Meeting*, *Schaffhausen*. London: IDDRG.

Bleck. W., Muschenborn, W., Meyer, L. (1989), *Stahlu*. *Eisen* 109, 111.

Brammar, I. S., Thomson, T. R., Hobbs, R. M. (1972), *J*. *Aust*, *Inst*. *Met*. 17, 147.

Brun. C. Patou, P., Parniere, P. (1982), in: *Proc*. *Symp*, *on Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel*: Bramfitt. B. L., Mangonon, P. L. (Eds.) Warrendale: AIME, pp. 173—197.

Brun, C., Le Gac. M., Moliexe, F., Patou. P., Thomas, J. (1984), in: *Proc*, *Symp*, *on Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel*: Pradhan. R. (Ed.), Detroit: AIME, pp. 223—240.

Bunge, H. J. (1965), *Z*. *Metallkd*. 56, 872.

Chen, H., Era, H., Shimizu, M. (1987) *Trans*. *Iron Steel Inst*. *Jpn*. 27. S1383.

Comstock, G. F., Urban, S, F., Cohen. M. (1949). *Titanium in Steel*. New York: Pitman.

Coscia, L. G. (1964), *Iron Steel Eng*. 41, 183.

Crawley, A. F., Shehata, M. T. Pussegoda. N., Mitchell. C. M., Tyson, W. R. (1981), in: *Fundamentals of Dual Phase Steel*: Kot, R. A., Bramfitt. B. L. (Eds.). Warrendale, AIME. pp. 181—197.

Decker, B. F., Harker, D. (1951), *J*, *Appl*. *Phys*. 22, 900.

Dickinson. D. W., Franklin, J. E., Nappier, J. R., D' Abste, D. F., Grimmett, H. W. (1980), *SAE*, *Paper* 800368.

Dillamore. I. L. (1972), *unpublished work* cited in Horta, R. M., Wilson, D. V., Roberts, W. T. (1972), *J*. *Iron Steel Inst*. *London* 210, 42.

Dillamore, I. L., Hutchinson, W. B. (1971), in: *Proc*. *Int*. *Conf*. *Tech*. *Iron and Steel*: Hasiguti, R. R. (Ed.). Suppl. *Trans*. *Iron Steel Inst*. *Jpn*. 11. 877—883.

Dillamore. I. L. Smith, C. J. E., Watson, T. W. (1967), *Met*. *Sci*. *Journal* 1, 49.

Elias, J. A., Hook, R. E. (1971), in: *Mech*. *Working and Steel Processing IX*: *Proc*. 13*th Conf*. *Pittsburgh*: Mc-Grann, G. A. (Ed.). *Met*. *Soc*, *AIME*. pp. 348—368.

Emren, F., Schlippenbach. U., Lucke. K. (1986). *Acta Metall*. 34. 2105.

Emren. F., Schlippenbach. U., Lucke. K. (1989). *Mat Sci*. *and Tech*. 5, 238.

Engl. B., Drewes. E. J. (1984), in: *Proc Symp*. *on Technology of Continuously Annealed Cold Rolls Steel*: Pradhan. R. (Ed.). Detroit: AIME. pp. 123—138.

Evans, R. W. (1967). *J*. *Iron Steel Inst*. *London* 205, 1150.

Every. R. L., Hatherly, M. (1976), *Texture* 1, 183.

Fine. T. E., Fostini. R. V. (1979), *SAE Paper* 790005.

Furukawa. T., Morikawa, H., Endo, M., Takechi, H., Koyama. K., Akisuc. O., Yamada, T. (1981), *Trans*. *Iron Steel Inst*. *Jpn*. 21, 812.

Gawne. D. T. (1976), *Steel Rcsearch*. London: British Steel Corporation.

Gawne. D. T. (1985), *Mat*. *Sci*. *and Tech*. 1, 583.

Gawne. D. T., Higgins, G. T. (1969), in: *Textures in Research and Practice*: Grewen, J., et al. (Eds.). Berlin:

Springer Verlag. pp. 319—329.

Gawne. D. T., Higgins. G. T. (1971), *J. Mat. Sci.* 6. 403.

Gawne. D. T., Hudd. R. C. (1975), in: *Texture and the Properties of Materials. 4th Int. Conf. Textures. Cambridge*: Davies. G. J., Dillamore, I. L., Hudd, R. C., Kallend. J. S. (Eds.). London: The Metals Society, pp. 179—189.

Gawne, D. T., Lewis, G. M. H. (1985a), *Mat. Sci. and Tech.* 1, 128.

Gawne, D. T., Lewis, G. M. H. (1985b), *Mat. Sci. and Tech.* 1, 183.

Gawne, D. T., Lewis, G. M. H. (1986), *J. Mat. Sci.* 21, 547.

Gladman. T. (1980), in: *Proc. Ist Riso. Int. Symp. Met. Mat. Sci. Roskilde*: Hansen. N. (Ed.). Riso: Riso Nat. Lab., pp. 183—192.

Gladman, T. (1981), in: *Advances in the Physical Metallurgy and Application of Steel*: Eyre, B. L. (Ed.). London: The Metals Society, 55.

Gladman, T., Holmes. B., Pickering, F. B. (1970). *J. Iron Steel Inst. London* 208, 172.

Gladman, T., Mclvor. I. D., Pickering F. B. (1971), *J. Iron Steel Inst. London* 209, 380.

Goodenow, R. H. (1966), *Trans. Am. Soc. Metals* 59, 804.

Goodenow, R. H., Held, J. F. (1970), *Met, Trans* 1, 2507.

Goodman, S. R. (1984), in: *Proc. Conf. HSLA Steels, Technology and Applications, Philadetlphia* 1983: Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park, OH: ASM. pp. 239—251.

Goodman, S. R., Chaudhry, A. R. (1982), in: *Proc. Symp. on Metallurgy of Continuous-Annealed Sheelt Stell*: Bramfitt, B. L., Mangonon, P. L. (Eds.). Warrendale: AIME. pp. 229—247.

Goodman. S. R., Mould, P. R., Siple, J. C. (1984), in: *Proc. Symp. on Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel*: Pradhan. R. (Ed.). Detroit: AIME. pp. 167—183.

Goodwill, D. (1972), *Ph. D. Thesis, Cambridge University. England.*

Gordon. G. (1961) *Conventional Batch Annealing, Iron and Steel Engineer Year Book.*

Grasshoff. H. W., Schmidtchen, M., Schmithals. P. U., Schwethelm. K. J. (1970). *Hoesch* 4, 146.

Grozier, J. D. (1977), in: *Microalloying* 75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation. pp. 241—250.

Gupta. I., Scime. R. (1979), in: *Mech. Working and Steel Processing XVII: Proc 21St. Conf. Cleveland*: Kuhn. L. G., Schmitt. C. G. (Eds.). Warrendale: AIME. pp. 260—276.

Hanai. N., Takemoto. N. Takunaga. Y., Mizuyama. Y. (1984), *Trans, Iron Steel Inst Jpn.* 24, 17.

Hashimoto. O., Satoh. S., Irie. T., Ohashi. N. (1981). in: *Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steel*: Eyre. B. L. (Ed.). Metals Society. pp. 95—104.

Hayami, S., Furukawa, T. (1977), in: *Microalloying* 75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, pp. 311—321.

Hehemann, R. F. (1970). *Phase Transformations*: Aaronson. H. I. (Ed.). Metals Park. OH: Amer. Soc Met., p. 397.

Held J. F. (1965), in: *Mechanical Working and Steel Processing IV: Proc. 8th. Conf.* Edgecombe. D. A. (Ed.). Warrendale: AIME. pp. 3—38.

Held, J. F. (1967). *Trans. AIME.* 239, 573.

Henin, C., Brun, C. (1981), *Rev, de Metall. CIT.* 599.

Horta. R. M., Wilson. D. V., Roberts, W. T. (1972), *J. Iron Steel Inst. London* 210, 42.

Hu, H. (1976), *Texture of Crystalline Solids* 2, 113.

Hu, H. (1978), in: *Proc. 5th Int. Conf. Textures of Materials.* 2, *Aachen*: Gottlein G., Luche, K. (Eds.). Berlin: Springer. pp. 3—20.

Hu. H. (1980), *Texture of Crystalline Solids* 4. 13.

Hu. H., Goodman, S. R. (1970), *Metall. Trans.* 1. 3057.

Hughes, I. F., Hudd, R. C. (1971), *British Patent*. 1236598.

Hughes, I. F., Page, E. W. (1971), *Metall Trans*. 2. 2067.

Hultgren, F. A. (1968). *Blast Furnace and Steel Plant* 56, 149.

Hutchinson, W. B. (1984), *Int. Met. Rev*. 29, 25.

Hutchinson, W. B., Ushioda, K. (1984), *Scand, J. Metall*. 3. 269.

Ibe, G., Lucke. K. (1968), *Arch, Eissenhutt Wes*. 39, 693.

Imose, M. (1985), *Trans. Iron Steel Inst, Jpn*. 25, 911.

Irie, T., Satoh, S., Hashiguchi. K., Takahashi, I., Hashimoto. O. (1981), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 21, 793.

Irie. T., Satoh. S. Yasuda. A., Hashimoto. O. (1982). in: *Proc, Symp on Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel*; Bramfitt. B. L. Mangonon. P. L. (Eds.). Warrendale: AIME. pp. 155—171.

Jolly. W. (1967), *J. Iron Steel Inst. London* 20,. 321.

Junius. H. T., Bleck. W., Muschenborn, W., Strassburger, C. (1988). *Stahlu. Eisen* 20, 39.

Karlyn. D. A., Vieth. R. W., Forand, J. L. (1968). Reported by Blickwede. D. J. (1968), *Trans ASM* 61, 653.

Karlyn. D. A., Veith. R. W., Forand. J. L. (1969), in: *Mech Working and Steel Processing VII: Proc. 11th Conf*: McGrann. G. A., Murpny. D. W., Richardson. F. E. (Eds.). Warrendale: AIME, pp. 127—140.

Katoh. H., Koyama. K., Kawasaki. K. (1984a), in: *Proc. Symp on Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel*: Pradhan. R. (Ed.). Detroit: AIME. pp. 79—94.

Katoh. H., Takechi. H., Takahashi. N., Abe, M. (1984b), in: *Proc. Symp. on Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel*: Pradhan, R. (Ed.). Detroit: AIME, pp. 37—58.

Kim. S., Reichel. U., Dahl, W. (1987), *Steel Research* 58, 186.

Kubotera. H., Inagaki. H., Suda, T. (1969), *Nippon Kokan Tech. Report Overseas*, 29.

Kubotera, H., Nakaoka, K., Araki, K., Watanabe, K., Nishimoto, A., Iwase, K. (1977), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 17, 663.

Kurihara, K., Nakaoka, K. (1984), in: *Proc. Symp. on Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel*: Pradhan, R. (Ed.). Detroit: AIME. pp. 95—110.

Lang, C., Stich, G., Meyer, L. (1986), *Stahlu. Eisen* 106, 68.

Lankford, W. T., Snyder, S. C., Bauscher, J. A. (1950), *Trans. ASM* 42, 1197.

Lavigne, J. J., Suzuki, T., Abe, H. (1981), in: *Proc, 6th Int. Conf. on Textures of Materials*, Vol. 2: Nagashima, S. (Ed.). Tokyo: Iron Steel Inst. Jpn., pp. 749—758.

Lawson, P. D., Matlock, D. K., Krauss, G. (1981), in: *Proc. Conf. on Fundamentals of Dual Phase Steel*: Kot, R. A., Bramfitt, B. L. (Eds.). Warrendale: AIME, pp. 347—381.

Leslie, W. C., Sober, R. J. (1967), *ASM Trans. Quarterly* 60, 99.

Leslie, W. C., Rickett, R. L., Dotson. C. L., Walton. C. S. (1954), *Trans. ASM* 46, 1470.

Leslie, W. C., Michalak, J. T., Aul, F. W. (1963), in: *Iron and its Dilute Solid Solutions*: Spencer, C. W., Werner, F. E. (Eds.), New York: Interscience, pp, 119—212.

Maid, O., Dahl, W., Strassburger, C., Muschenborn, W. (1988), *Stahlu. Eisen* 108, 355 and 365.

Matsudo, K., Shimomura, T. (1970), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 10, 448.

Matsudo, K., Osawa, K., Sakoh, M. (1978), *Tetsu-to-Hagane* 64, S722.

Matsudo, K., Shimomura, T., Osawa, K., Sakoh, M., Ono, S. (1981), in: *Proc. 6th Int. Conf. Texture of Materials*: Nagashima, S. (Ed.). Tokyo: Iron Steel Inst. Jpn., pp. 759—768.

Matsudo, K., Osawa, K., Kurihara, K. (1984), in: *Proc. Symp. on Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel*: Pradhan, R. (Ed.). Detroit: AIME, pp. 3—36.

Matsumoto, T., Tanaka, Y., Kawace, H. (1986), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 26, B 348.

Matsumura, O., Sakuma, Y., Takechi, H. (1987), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 27, 570—579.

McFarland, W. H. (1968), *76th. Meeting American ISI*. New York.

Messien, P., Herman, J. C., Greday, T. (1982), in: *Proc. Symp. Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel*;

Bramfitt, B. L., Mangonon. P. L. (Eds.). Warrendale: AIME, pp. 271—286.

Meyer, L., Heisterkamp, F., Muschenborn. W. (1977). in: *Microalloying* 75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, pp. 153—167.

Meyzaud, Y., Michaut, B., Parniere, P. (1975), in: *Texture and the Properties of Materials. 4th Int. Conf Texture, Cambridge*: Davies, G. J., Dillamore, I. L., Hudd, R. C., Kallend, J. S. (Eds.). London: The Metals Society, pp. 255—265.

Michalak, J. T., Shoone, R. D. (1968), *Trans. AIME* 242, 1149.

Mould, P. R. (1982), in: *Proc. Symp. Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel*: Bramfitt, B. L., Mangonon, P. L. (Eds.). Warrendale: AIME. pp. 3—33.

Mould, P. R., Skena, C. C. (1979), in: *Formable HSLA and Dual-Phase Steel. Chicago*, 1977: Davenport, A. T. (Ed.). Warrendale: AIME, pp. 181—202.

Naemura, H. (1983), in: *88th and 89th Nishiyama Memorial Lecture*. Tokyo: Iron Steel Inst. Jpn., pp. 283—326.

Nakaoka, K. (1984). *Scand, J. Met*. 13, 289.

Nishimura, T. (1984), *Iron and Steel International* 57, 48.

Nomura, S., Yutoni, T., Fukutsuka, T. (1975), *Tetsu-to-Hagane* 61, 3092.

Obara, T., Sakata, K., Irie, T. (1982), in: *Proc, Symp. on Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel*: Bramfitt, B. L., Mangonon, P. L. (Eds.). Warrendale: AIME, pp. 83—98.

Obara, T., Satoh, S., Nishida, M., Irie, T. (1984), *Scand. J. Met*. 13, 201.

Ohashi, N., Irie, T., Satoh, S., Hashimoto, O., Takahashi, I. (1981), *SAE Paper* 810027.

Okamato, A. (1984), *Tetsu – to-Hagane* 70, 1906.

Okamoto, A., Mizui, N. (1985), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 25, S 639.

Okamoto, A., Nagao, N., Takahashi, M., Saiki, K. (1982), in: *Proc. Symp. on Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel*: Bramfitt, B. L., Mangonon, P. L. (Eds.). Warrendale: AIME, pp. 287—300.

Okuyama, T., Nishimoto, A., Yoshida, M. (1986), in: *Mech. Working and Steel Processing XXIII: Proc. of 27th Conf. Cleveland*: Corbett, R. B. (Ed.). New York: Iron and Steel Soc. Inc., pp. 15—22.

Ono, S, Nishimoto, A. (1986), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 26, B33.

Ono, S., Nozoe, O., Shimomura, T., Matsudo, K. (1982a), in: *Proc. Symp. on Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel*: Bramfitt, B. L., Mangonon, P. L. (Eds.). Warrendale: AIME, pp. 99—115.

Ono, S., Shimomura, T., Osawa, K., Matsudo. K. (1982b), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 22, 732.

Osawa, K., Matsudo, K., Kurihara, K., Suzuki, T. (1984), *Tetsu-to-Hagane* 70, S 552.

Panuska, A. C., Schunk, F. B., Watterson, K. F. (1973), in: *Mech. Working and Steel Processing; Proc, 14th Conf*. Richardson, F. E., Mair, L., Grozier. J. D., Scheel, A. J. (Eds.). Warrendale: AIME, pp. 40—60.

Parayil. T. R., Gupta, I. (1989), in: *Mechanical Working and Steel Processing XXVII; Proc. 31st Conf*: Kuhn, L. G., Hultgren, F. A. (Eds.). Warrendale: AIME, p. 314.

Pradhan. R. (1982), in: *Proc. Symp. Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel*: Bramfitt, B. L., Mangonon, P. L. (Eds.). Warrendale: AIME, pp. 203—227.

Pradhan, R. (1984a), in: *Proc. Symp. Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel*: Pradhan. R. (Ed.). Detroit: AIME, pp. 297—317.

Pradhan, R. (1984b), in: *Proc. Symp. Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steel*: Pradhan. R. (Ed.). Detroit: AIME, pp. 185—202.

Pradhan, R. (1984c), *Scand. J. Met*. 13, 298.

Pradhan, R., Melcher, E. D. (1984), *SAE paper* 840008.

Prum. N., Meers, U., Verhoeven, G. (1986). *SAE Paper* 860439.

Reis, F., Krupitzer, R. P., Mintus, R. E., Hultgren. F. A. (1978), in: *Mech, Working and Steel Processing XVI: Proc. 20th Conf. Chicago*: Edmondson. R. N. (Ed.). Warrendale: AIME, pp. 102—119.

Reis, F., Dickinson, D. W., Franklin, J. E. (1981), in: *Mech. Working and Steel Processing XIX: Proc, of 23rd*

Conf. Pittsburgh: Crabtree, R. W. (Ed.). Warrendale: AIME. pp. 23—40.

Rigsbee, J. M., Vander Arend, P. J. (1979) in: *Formable HSLA and Dual-Phase Steel*: Davenport. A. T. (Ed.). Warrendale: AIME. pp. 56—86.

Roe, K. J. (1965), *J. Appl, Phys*. 36, 2024.

Sakaki, T., Sugimoto, K., Fukuzato, T. (1983), *Acta Metall*. 31, 1737.

Satoh, S., Obara, T., Nishida, M., Matsuno, N., Takasaki, J., Satoh, H. (1983), *Kawasaki Steel Tech. Report* 8, 1.

Satoh, S., Obara, T., Nishida, M., Irie T (1984a), in: *Proc. Symp. Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel*: Pradhan, R. (Ed.). Warrendale: AIME, pp. 151—166.

Satoh, S., Obara, T., Nishida, M., Irie, T. (1984b). *Trans, Iron Steel Inst. Jpn*. 24, 838.

Satoh, S., Obara, T., Takasaki, J., Yasuda, A., Nishida, M. (1985), *Kawasaki Steel Tech. Report* 12, 36.

Schlippenbach, U., Lucke, K. (1986), in: *Proc. 7th Riso Int. Symp. on Met. and Mat. Sci. Roskilde*: Hansen, N., Juul Jensen, D., Leffers, T., Ralph, B. (Eds.). Riso: Riso Nat. Lab., pp. 541—546.

Schlippenbach, U., Emren, F., Lucke, K. (1986), *Acta Metall*. 34, 1289.

Schneider, E. J., Pollard. B. (1980), in: *Mech. Working and Steel Processing XVIII*: *Proc. 22nd Conf. Toronto*: Held. T. F. (Ed.). Warrendale: AIME, pp. 398—428.

Shimizu, M., Matsukura. K., Takahashi, N., Shinagawa, Y. (1964), *Tetsu-to-Hagane* 50, 2094.

Shirasawa, H., Thomson, J. G. (1987), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 27, 360.

Southwick, P. D., Hiam J. R. (1985), in: *Proc. Conf. Inclusions and Residuals in Steel*: Boyd, J. D., Champion, C. S. (Eds.), Ottawa: CSIRA, pp. 369—391.

Speich, G. R. (1981), in: *Proc. Conf. on Fundamentals of Dual-Phase Steels*: Kot, R. A., Bramfitt. B. L. (Eds.). Warrendale: AIME, pp. 3—45.

Speich, G. R., Demarest, V. A., Miller, R. L. (1981), *Metall. Trans*. 12A. 1419.

Speich, G. R., Miller, R. L. (1981), in: *Proc. Conf. on Fundamentals of Dual Phase Steels*: Kot. R. A., Bramfitt. B. L. (Eds.). Warrendale: AIME, pp. 279—304.

Sudo, M., Kokubo, I. (1984), *Scand. J. Met*. 13, 329.

Sudo, M., Tsukatani. I. (1984), in: *Proc. Symp. on Technology of Continuously Annealed Cold Rolled Sheet Steels*: Pradhan, R. (Ed.). Detroit: AIME, pp. 341—360.

Sudo, M., Higashi, M., Hori, H., Iwai, T., Kambe, S., Shibata. Z. (1981). *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 21, 820.

Takada, Y., Hosoya, Y., Nakaoka, K. (1982), in: *Proc. Symp. Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel*: Bramfitt, B. L., Mangonon, P. L. (Eds.). Warrendale: AIME, pp. 251—269.

Takahashi, M., Okamoto, A. (1974), *Sumitomo Met*. 27, 40.

Takahashi, M., Okamoto, A. (1978), in: *Proc, 5th Int. Conf. Textures of Materials* Vol. 2: Gottstein. G., Lucke, K, (Eds.). Berlin: Springer-Verlag, pp. 265—274.

Takahashi, M., Okamoto, A. (1979) *Trans. Iron Steel Inst, Jpn*. 19, 391.

Takahashi, M., Okamoto. A., Ino, S., Nakata, T. (1979), *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 19, 144.

Takahashi, N., Abe, M., Akisue, O., Katoh, H. (1982a), in: *Proc. Symp. on Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel*: Bramfitt, B. L., Mangonon, P. L. (Eds.). Warrendale: AIME, pp. 51—81.

Takahashi, N., Shibata. M., Furuno, Y., Hayakawa, H., Kakuta, K., Yamamoto, K.(1982b), in: *Proc, Symp. on Metallurgy of Continuous Annealed. Sheet Steel*: Bramfitt. B. L., Mangonon, P. L. (Eds.). Warrendale: AIME. pp. 133—153.

Takahashi, M., Watanabe, K., Nagasaki, H., Yoshii. T., Nakoi, S., Fugino. N. (1986), in: *Mech, Working and Steel Processing XXIII*: Proc, 27th Conf. Cleve land: Corbett. R. B. (Ed.). Warrendale: AIME, pp. 33—39.

Takechi, H., Abe M. (1984), *Nippon Steel Tech. Report* 23, 9.

7 可成形钢

Mitsunobu Abe

Nippon Steel Corporation, Chiba-prefecture, Japan.

(王瑞珍 章洪涛 译)

目录

符号与缩语表

A	垂直于拉伸轴的横截面面积
a	材料常数
A	材料常数
A_3	相变温度
A_f	断裂处的横截面积
b	材料常数
B	材料常数
d	晶粒尺寸
D	塑性应变比
D	直径
D	扩散速率
d	材料常数
E	杨氏模量
$dF/d\epsilon$	载荷随应变的变化率
F	力
I	样品的 X 射线衍射强度
I_0	随机取向的标准样品的 X 射线衍射强度
k_1，k_2，k_y	材料常数
l，l_0	拉伸后的工作长度，原始工作长度
l，m，n	滑移面指数
L	平均扩散距离
m	应变速率敏感指数
n	加工硬化指数
p	原子量
p，q，r	滑移方向指数

符号	含义
q	原子量
r	塑性应变比，Lankford 值
R	半径
R_c	冷却速率
T	温度
t，t_0，t_1，t_2	厚度
v_d，v_s	位错移动速度，扩散速度
ω，ω_0	宽度
x，y，z	拉伸轴指数
ϵ	名义应变
$\dot{\varepsilon}$	应变速率
$\bar{\varepsilon}$	均匀伸长的真应变
$\bar{\epsilon}_x$，ϵ_y	应变组分
θ	投影到垂直于拉伸轴平面上的钢板法向和滑移方向的夹角
$\Delta\theta$	回弹
λ	拉伸轴
φ	拉伸轴与滑移面法向的夹角
σ	名义应力
$\bar{\sigma}$	真应力
σ_a，σ_s	应变时效前后的名义应力
σ_y	屈服强度
τ	切应力
AI	时效指数
b. c. c.	体心立方
BH	烘烤硬化
BOS	氧气碱性转炉炼钢
CCV	锥杯值
DI	深拉和压薄
f. c. c.	面心立方
IF	无间隙原子
ND	法向
OCA	松卷退火
RA	断面收缩率
RD	轧制方向
TRIP	相变诱导塑性
TD	横向
UAD	组合退火系统
UAS	单向流动退火系统

·p.290·

7.1 引　言

钢作为结构材料，主要要求高强度和高韧性。然而，某些用途要求其具有的主要特性是成形性。用于冲压成形汽车车身部件的冷轧薄板钢就是其中一种这样的材料。特别是为改善深冲性能，要求钢的晶体学织构有很强的 {111} 组分。

制造冷轧薄板钢的过程包含炼钢、热轧、冷轧和退火。这些过程对改善成形性都是重要环节，其中包括化学成分的优化、轧制和退火工艺的优化。为节约能耗和提高生产效率，已经开发出的新工艺有连铸后直接热轧和先进的连续退火等，并正得到推广应用。

近来，为了节约燃料，必需设计由更薄钢板制造的轻量汽车车身。为此，已经开发出高强度可成形钢并已投入使用。表面处理也被用在要求防腐性能的可成形薄板钢上，用于罐装和包装的镀锡板就是一个例子。

可成形钢当前已是用于汽车工业的重要材料，将来将与有色金属及塑料竞争。另一方面，由塑料和薄钢板组合成的复合材料可应用于许多新的用途，如用于减弱汽车发动机噪音的阻尼钢板等。

本章应结合本卷第 6 章一起阅读。

7.2 生 产 过 程

用于冲压成形的扁平轧材代表可成形钢。在本章节将描述各种薄板钢，如冷轧、热轧、表面处理薄钢板的常规生产过程。此节还将介绍现代工业生产中一些先进的生产工艺。

7.2.1 冷轧钢板

图7-1 的流程图显示了冷轧薄钢板典型的生产过程。此图包括由 Lankford 等人（1985）详细描述的常用的生产过程和新开发的生产过程。

7.2.1.1 炼钢、铸造及开坯

含 4wt%C 的铁水和废钢在碱性氧气转炉中吹氧精炼，以得到碳含量小于 0.1wt%的钢液。添加合金元素，如锰和铝后，将钢水倒入钢锭模中，根据溶解在钢液中并在凝固过程释放出的氧气数量，将钢锭划分为沸腾钢，压盖沸腾钢、镇静钢。

钢液中溶解的氧的数量通常由添加的铝的数量来控制，这因为，钢液中的溶解氧通过反应 $2Al+3.0 \longrightarrow Al_2O_3$ 被除去。在沸腾钢中，只添加了少量的铝，大量的氧气仍然溶解在钢液中，引起了沸腾反应。这是由于在凝固期间，发生 $C+O \longrightarrow CO$ 反应而引起 CO 的逸出。剧烈的沸腾反应抑制了气孔，即气体填充的空洞的形成，气孔生成接近于钢锭表面，常导致最终产品的缺陷。正常的沸腾作用引起钢锭中形成的气孔，远离钢锭

表面，而不会引起表面缺陷。由于添加铝而引起的沸腾作用较弱，导致气孔接近于钢锭表面，易引起表面缺陷。另外，沸腾作用加强了杂质和合金元素偏析的趋势。在压盖沸腾钢的凝固期间，由于被拴在钢锭模顶部的金属盖的作用，沸腾作用中断。压盖沸腾钢的偏析小于沸腾钢，气孔仅在钢锭的下部形成。

·p.291·

往钢液中加入大量的铝将得到铝镇静钢。由于溶解在钢水的氧完全被除去，不会发生沸腾作用。铝镇静钢得到好的深冲性能是很典型的。

铸坯在均热炉中加热至大约1300℃，然后在万能式扁坯初轧机上开成板坯。在连铸过程中，钢液被直接铸成板坯，然后切成需要的长度。板坯厚度范围一般在0.1—0.2之间。

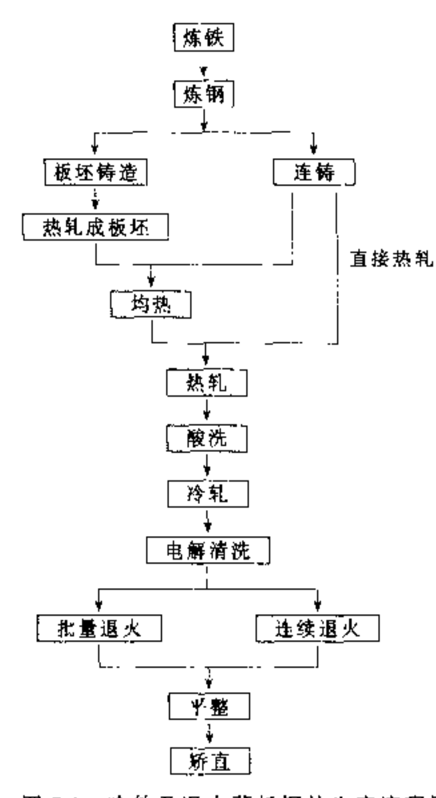


图7-1 冷轧及退火薄板钢的生产流程图

7.2.1.2 钢的纯化

表7-1给出了冷轧钢板典型的化学成分。杂质元素的含量取决于当地铁矿和废钢的供应情况。例如在美国，使用常规的炼钢方法，一些薄板钢的磷含量也小于0.005wt%。另一方面，在欧洲，某些薄板钢的砷含量超过0.05wt%。一般说来，增加炼钢原料的废钢比引起杂质元素，如砷和铜的含量增加。

表7-1 冷轧和退火薄板钢的化学成分

钢	化学成分（wt%）							
	C	Si	Mn	P	S	O	N	Al
沸腾钢	0.05	0.01	0.3	0.02	0.02	0.04	0.004	—
压盖沸腾钢	0.06	0.01	0.3	0.02	0.02	0.05	0.004	—
Al镇静钢	0.05	0.01	0.3	0.02	0.02	0.005	0.006	0.05

·p.292·

为了提高钢的成形性能，采用附加的工艺过程，如铁水预处理，钢包二次精炼来去除杂质和夹杂物。在铁水预处理中，往铁水中喷射FeO和钙基材料的粉状混合物（Sasaki等，1983）可降低硅，磷和硫含量。在碱性氧气转炉熔炼以后进行的真空除气、钢包喷射（Holappa，1982）及其它精炼处理通常被称为二次炼钢，二次精炼或钢包精炼。

真空除气可有效地降低钢中的碳含量。通过载气，氩，向钢包喷射含钙粉末，可降低硫含量和夹杂物。这由于钙与硫之间发生反应，以及钢水被载气流所搅拌（Herbert等，1987）此外，通过向钢水中添加块矿搅拌可降低氮含量，尽管氮含量在铸造时有所增高。因而为获得低氮钢，钢水必须加以保护以避免和空气接触（Marique等，1988）。

对常规钢（表 7-1）施加如上所述的处理，可生产出高纯度钢，如 C：0.003wt%；P：0.005wt%；S：0.0005wt%；N：0.003wt%。

7.2.1.3 热轧和酸洗

板坯加热至 1100—1300℃均热后，在带钢热轧机上进行轧制。热轧终轧温度保持在 A_3 相变温度以上（对含 0.05wt%C 的钢，约为 860℃），以获得退火钢优越的深冲性能。热轧钢带通过喷水快速冷却，然后在 500—750℃卷取。热卷取后的冷却速度相当慢，以致在卷取温度得到一定的热处理效果。例如，铝镇静钢 750℃高温卷取时，在热卷钢带中产生 ALN 析出。热轧钢带上的氧化皮在连续酸洗作业线以化学反应方法除去。它是通过钢带连续地浸入稀硫酸或盐酸溶液中来进行的，酸溶液是用蒸汽加热的。

7.2.1.4 冷轧和电解清洗

酸洗后，约 1.5—6mm 厚的热轧钢带在连续冷轧带钢轧机上进行轧制。冷轧钢带的厚度在 0.2—3mm 之间。对于批量退火的常用的铝镇静钢约 70%的冷轧压下量是保证优良深冲性能的最佳条件。遗留在钢带上的冷轧润滑油在退火过程中发生分解，产生出对下一步各种表面处理不利的残留物。因此，为除去润滑剂，冷轧钢带在退火之前用热碱性清洁剂溶液进行电解清洗。

7.2.1.5 退火

最后通过在 650—850℃退火获得有利于成形性能的冶金显微结构，如晶粒尺寸、织构和渗碳体形态。退火设备可分为批量退火和连续退火两种形式。

·p.293·

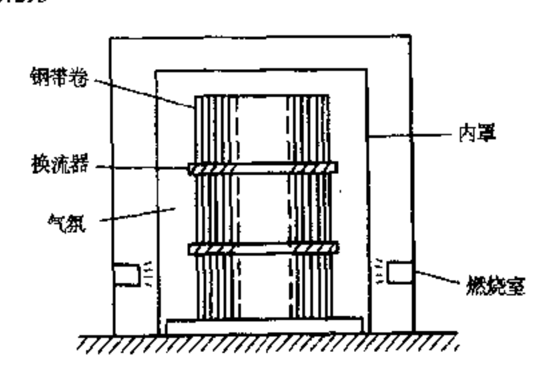


图 7-2 批量退火炉

适用于冷轧钢带紧卷带卷的常用的批量退火炉示于图 7-2。在这种情况下，加热约需 5×10^2ks（140h），接着在退火温度保温，然后冷至约 150℃。紧卷带卷的退火温度被限制在 700℃或较低的范围内。因为较高温度退火时，带卷的层间会发生粘连。

为进行松卷退火，需事先准备相邻层之间间距一定的松卷（Bauscher 和 Magor，1963）。与紧卷退火相比，在批量退火中，松卷退火加热和冷却速率较快。此外，通过控制退火气氛，可以达到脱碳和除氮以提高成形性能的目的。组合退火系统，UAD，（Michel 和 Tsuji，1974）和单向流动退火系统（图 7-3）都属于批量退火炉。

尽管连续退火（如图 7-4）可获得高的生产效率，但最早的连续退火工艺只用来生产成形性能要求不高的镀锡板（Price 和 Vaughan，1963）。然而，近些年来，新设计的在退火后配合以 350—400℃过时效的连续处理工艺已经能生产高成形性薄板钢，其性能与批量退火钢不相上下。

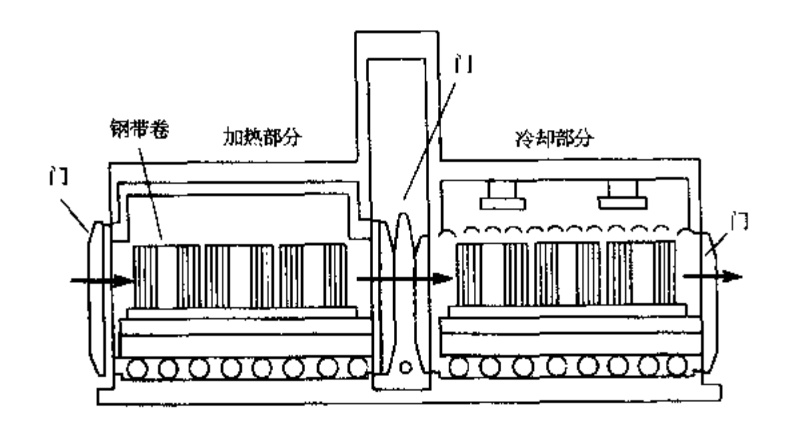


图 7-3　单向流动退火系统

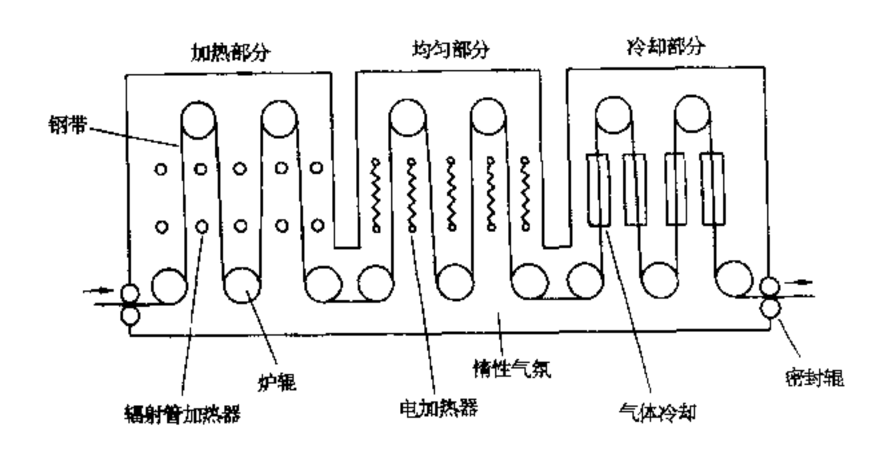


图 7-4　生产镀锡板的常用连续退火炉

·p.294·

7.2.1.6　平整和矫直

在退火薄板的冲压成形过程中，冲压成形零件的表面会出现因不均匀变形而引起应变痕（伸张应变）。1%—2%压下量的平整轧制可消除应变痕。然而，在含一定量的固溶的碳、氮原子的钢中，在室温下放置数天后，由于应变时效应变痕又恢复。

尽管平整轧制有利钢带的平整，但为了得到最佳的平直度还需另外进行辊式机矫直。

7.2.2　热轧薄板

某些热轧薄板也要求成形性能。在热轧薄板的生产中，通过控制化学成分和热轧工艺可提高其塑性。然而因其生产过程不包含冷轧和退火，要获得像退火薄板那样好的深冲性能是困难的。热轧薄板最后也要进行平整和矫直。

7.2.3　表面处理

要求防腐性能的钢板需进行表面处理，如镀锌、镀锡、镀铅锡合金和有机涂层。

热浸镀通常损害钢板的成型性能，因为在钢和金属涂层的交界面处形成脆性的金属间化合物。而且，钢板的成型性能还因应变时效而下降。热浸镀加热和有机涂层烘烤加剧应变时效。

7.2.4 连续生产工艺

从锭铸到连铸的变化提高了生产效率和降低了能耗。此外，一些钢厂已采用直接热轧工艺，即连铸后的热板坯立即直接送至热带轧机，省去了板坯再加热过程。

与批量退火相比，连续退火本身与连铸一样带来经济性。此外，将连续退火和表面处理结合起来是很普遍的，典型的例子是连续热镀锌线。在最近设计的生产冷轧钢板的连续生产过程中，从酸洗到平整轧制的所有过程均在一条生产线上，如图 7-5（Fudaba 等，1988）。

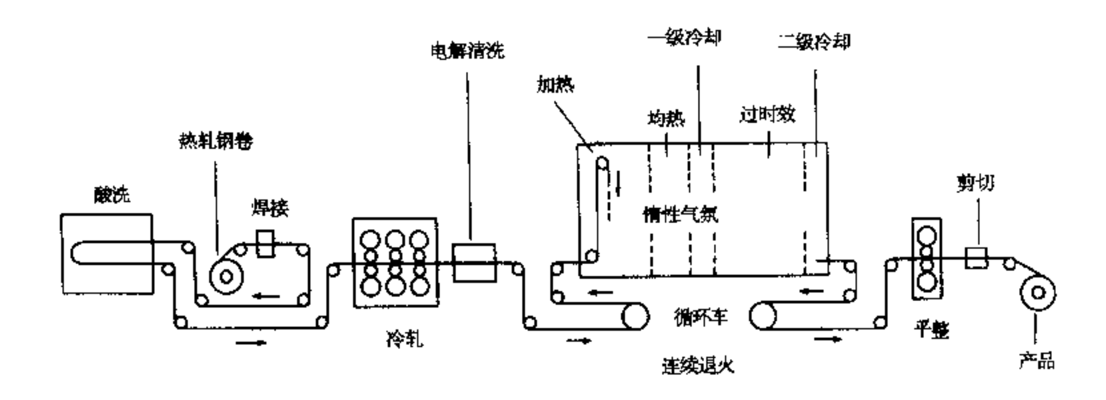


图 7-5 新开发的生产冷轧和退火薄板钢的连续生产线

7.3 钢的成形性能

7.3.1 塑性变形

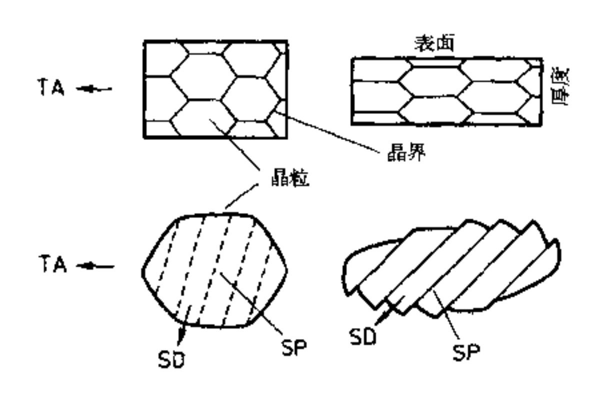
7.3.1.1 滑移系

钢是由具有体心立方结构或面心立方结构的晶体聚集而成。体心立方结构为原子位于立方体的 8 个角上和中心，而面心立方结构为原子位于立方体的 8 个角上和 6 个面的中心。

当多晶体薄板钢经受拉伸变形时（如图 7-6 所示），由于每个晶体或晶粒内位错的滑移运动，钢板产生变形。晶体的滑移方向和滑移面分别由方向和米勒指数来表示，如 [111] 和 (110)。

·p.295·

体心立方结构的晶体有 4 个〈111〉滑移方向，对每一滑移方向存在 12 个滑移面分别为 {011}，{112} 和 {123}，所以体心立方结构中存在 48 个滑移系（滑移系为滑移方向和滑移面的组合）。将钢加热至 A_3 相变温度，其体心立方结构变成面心立方结构，



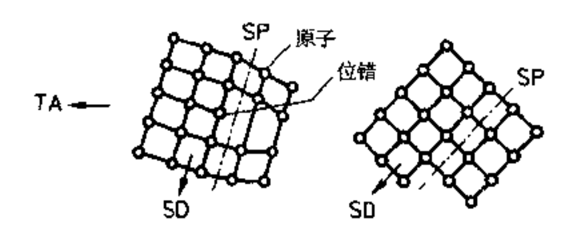


图 7-6 因位错滑移产生的塑性变形

TA：拉伸轴；SD：滑移方向；SP：滑移面

3 个〈011〉族的滑移方向和 4 个 {111} 滑移面的组合产生 12 个滑移系。

7.3.1.2 施密特因子

沿拉伸轴方向施加一个外力 F，引起一个切应力，它能使位错在滑移面上沿滑移方向移动。切应力 τ 由（7-1）式给出

$$\tau = \frac{F}{A}\cos\lambda\cos\varphi \tag{7-1}$$

式中，A 是垂直于拉伸轴的横截面面积，λ 是拉伸轴与滑移方向的夹角，φ 是拉伸轴与滑移面法向的夹角。当 τ 达到位错滑移的临界切应力时，塑性变形开始。当晶体点阵中在间隙或置换位置含有形成固溶体的外来原子；或外来原子形成与位错交互作用的析出物，会使临界切应力增加。公式中 $\cos\lambda\cos\varphi$ 项被称作施密特因子，它可通过拉伸轴指数 $[x\ y\ z]$，滑移方向指数 $[p\ q\ r]$，滑移面指数 $(l\ m\ n)$ 计算如下：

$$\cos\lambda = \frac{px + qy + rz}{\{(p^2 + q^2 + r^2)(x^2 + y^2 + z^2)\}^{\frac{1}{2}}} \tag{7-2}$$

$$\cos\varphi = \frac{lx + my + nz}{\{(l^2 + m^2 + n^2)(x^2 + y^2 + z^2)\}^{\frac{1}{2}}} \tag{7-3}$$

具有最大施密特因子的一个或多个滑移系在塑性变形开始时启动。当 $\lambda = \varphi = 45°$时，施密特因子具有最大值。

7.3.1.3 晶体旋转

如图 7-6 所示，变形期间晶格点阵旋转改变了每个晶粒的结晶学取向。这里的取向关系也由拉伸轴和平行于钢板表面的平面的指数组合来表示。由晶格旋转而引起的取向变化通常由极射赤面投影来表示。图 7-7 的例子是体心立方结构，初始取向(4$\bar{1}$1)[$\bar{1}\bar{2}$2]。

·p.296·

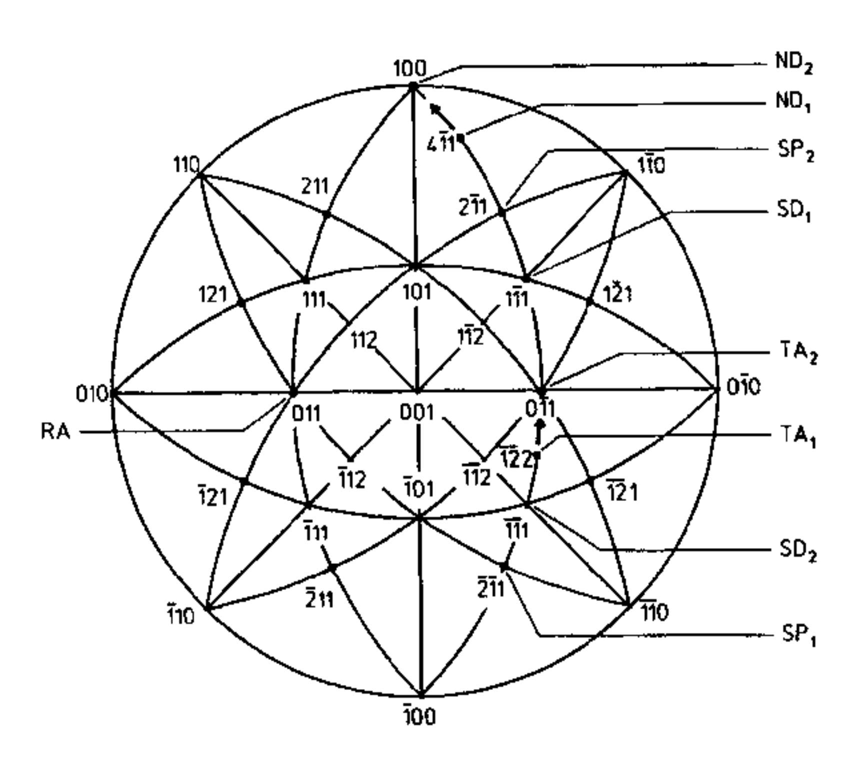


图 7-7 描述塑性变形期间晶体学旋转的极射赤面投影

对于初始拉伸轴 TA_1 和钢板法向 ND_1，随着旋转围绕 RA 轴发生，启动的滑移方向 SD_1 和滑移面 SP_1 的滑移系分别移动至 TA_2 和 ND_2。旋转后，另一滑移方向 SD_2 和滑移面 SP_2 的滑移系开始启动，这因为 SD_1-SP_1 和 SD_2-SP_2 相对于 TA_2 轴是对称的。在这两个滑移系启动后，尽管变形继续进行，也不会发生进一步的旋转。由此，初始取向为(4$\bar{1}$1) [$\bar{1}\bar{2}$2] 的晶体围绕 [011] 轴旋转后变成了 (100) [0$\bar{1}$1] 方向。

7.3.1.4 加工硬化

一个滑移面上的可动位错与其它不可动位错的交叉产生缠结位错，它阻碍以后的位错移动。因此，要继续变形需再增加外力。具有两个或多个滑移方向的多滑移也导致同样的效果。滑移面上的析出物也阻碍位错移动，因此，堆积在析出物处的位错变成不可动位错。结果是，不可动位错密度增加，在变形期间产生加工硬化，参见第 2 章。

·p.297·

然而，有时位移移动到其它的滑移面上绕过障碍物，这被称作交滑移。在低碳钢

中，由于交滑移的作用，变形的加工硬化效应较弱。但奥氏体不锈钢由于较低的垛堆层错能，很少发生交滑移。

7.3.2 应力-应变曲线

典型的力学性能由拉伸试验来确定，拉伸应力-应变曲线如图，7-8 所示。Lankford 等人（1985）详细描述过拉伸实验的过程。

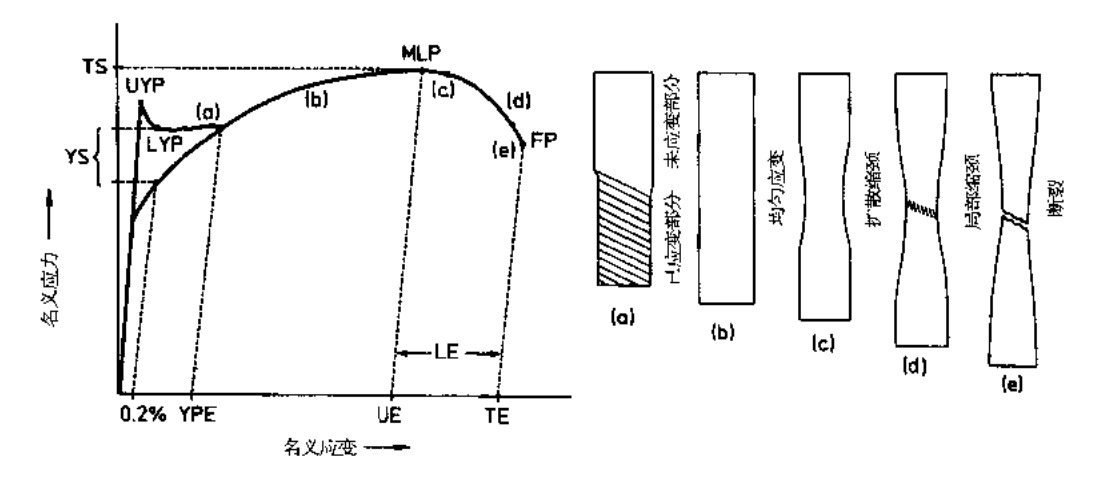


图 7-8 拉伸试验的名义应力-应变曲线 UYP：上屈服点；LYP：下屈服点；MLP：最大载荷点；FP：断裂点；YS：屈服强度；TS：拉伸强度；YPE：屈服点伸长；UE：均匀延伸率；LE：局部延伸率；TE：总延伸率

名义应力 σ（Pa）和名义应变 ε（m/m），可由施加的外力 F(N)、原始横截面积 A_0（m^2）、原始标定长度 l_0（m）和拉伸后的标定长度 l_1（m），应用下述公式计算得出：

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \tag{7-4}$$

$$\varepsilon = \frac{(l - l_0)}{l_0} \tag{7-5}$$

ε 值通常用%表示。在名义应力-应变曲线的均匀变形阶段，真应力 $\bar{\sigma}$ 和真应变 $\bar{\varepsilon}$ 可计算如下：

$$\bar{\sigma} = \frac{Fl}{A_0 l_0} \tag{7-6}$$

$$\bar{\varepsilon} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \tag{7-7}$$

真应力-应变曲线可用下述经验公式来表示：

$$\bar{\sigma} = k_1 \bar{\varepsilon}^n \tag{7-8}$$

式中，k_1 是与材料有关的常数；n 是加工硬化指数。低碳钢 n 约为 0.25。另一方面，不发生交滑移的奥氏体不锈钢具有高的 n 值，超过 0.5。

真应力-真应变与应变速率的关系由（7-9）式给出

$$\bar{\sigma} = k_2 \bar{\varepsilon}^n \dot{\varepsilon}^m \tag{7-9}$$

此式也是一个经验公式，式中 k_2 是与材料有关的常数。$\dot{\varepsilon}$ 是应变速率（m/ms），公式中的 m 是应变速率敏感指数。对钢来讲，m 值在 0.01 数量级（Nakagawa，1968）。

7.3.3 拉伸变形

7.3.3.1 屈服点伸长

在退火钢中，位错被偏聚在其周围的溶解的碳、氮间隙原子钉扎住，因此塑性变形开始时需要相对大的应力，相当于上屈服点（见图 7-8），以使位错从溶解的碳、氮原子的钉扎效应中释放出来。在这种情况下，变形在应力集中处开始，例如夹住拉伸试样的夹头处。变形开始后，在接近恒定应力——人们所知的下屈服应力的作用下，应变区域扩散到试样的其它部分。这一阶段的应变被称作屈服点伸长。这些局部变形区域通常可见应变线痕，称之为吕德斯带或伸张应变（Earhart，1962）。

·p.298·

由于退火后平整过程中，被溶解的碳、氮原子钉扎住的位错可以释放出来。在这种情况下，拉伸试验的变形在整个试样上均匀发生，而不产生屈服点伸长。此时，屈服应力一般指引起 0.2%塑性变形的应力。可成形钢的屈服应力可低到 200MPa。

屈服强度 σ_y（Pa），随晶粒尺寸 d(m)增加而降低，可由下述公式描述（Petch，1958）（参见第 2 章）：

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \tag{7-10}$$

此外，根据下述公式：

$$\varepsilon_y = \frac{k_y d^{-1/2}}{\lambda} \tag{7-11}$$

式中，屈服点伸长 ε_y(%)随晶粒尺寸增加而降低，σ_0，k_y 和 λ 是与材料和拉伸试验条件有关的常数。一般来讲，屈服应力和屈服点伸长都因细小析出物的存在而提高。

7.3.3.2 应变时效

平整轧制薄板在室温放置几天后，屈服点恢复。这由于溶解的碳、氮原子扩散回位错处，重又偏聚在其周围。这种现象被称为应变时效。存在于体心立方晶体间隙位置的固溶碳、氮原子显示出足够高的扩散能力以引起应变时效。应该强调的是，氮比碳更易引起应变时效，因为氮在铁素体中的溶解度较高。

在工业性试验中，100℃人工时效通常用来观察由于应变时效引起的屈服点伸长和屈服强度的提高。按照 Hundy（1954）的计算，100℃人工时效 1h 相当于 21℃自然时效 6 周，是由碳、氮原子的扩散速率计算得出的。通常用时效指数 AI（%）来描述应变时效特征，可由下述公式来确定：

·p.299·

$$\mathrm{AI} = \frac{100\ (\sigma_a - \sigma_8)}{\sigma_8} \tag{7-12}$$

式中，为确定 AI 值，需测定对应于 8%—10%名义应变的流变应力 σ_8（Pa）。然后，试样经 100℃时效 1h 后，测定应变时效后的屈服应力 σ_a（Pa）。约 0.002wt%的固溶碳、氮含量足以钉扎住位错，参见图 7-9。图 7-9 中固溶的碳和氮含量可由内耗法测定

(Richards, 1967)。有时直接用（$\sigma_a-\sigma_s$）的增量来替代 AI。如图 7-10 所示，当碳、氮的溶解数量增加和晶粒尺寸减小时，屈服点伸长的恢复变得更迅速。

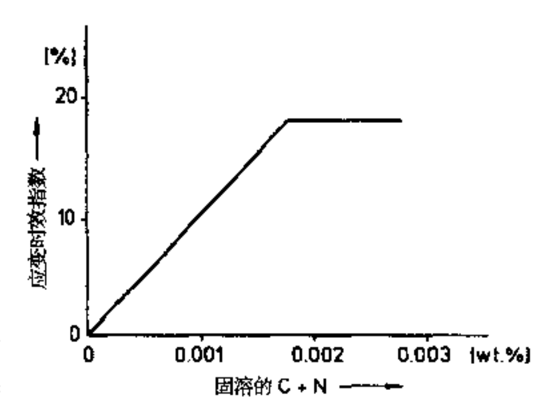


图 7-9　应变时效指数随固溶的碳、氮数量的变化

7.3.3.3　均匀延伸

在屈服点伸长结束后，随着整个试样的加工硬化，变形均匀进行。均匀延伸率被定义为最大载荷点以前的应变。最大载荷点与试样扩散缩颈的开始点相重合。

当缩颈要开始时，如果在缩颈部分由于加工硬化引起的载荷持续增长量足以补偿由于横截面积的局部减小引起的载荷持续降低，缩颈停止，均匀变形继续进行，也就是，具有高加工硬化速率的钢有较高的均匀伸长量，这一趋势可描述如下。

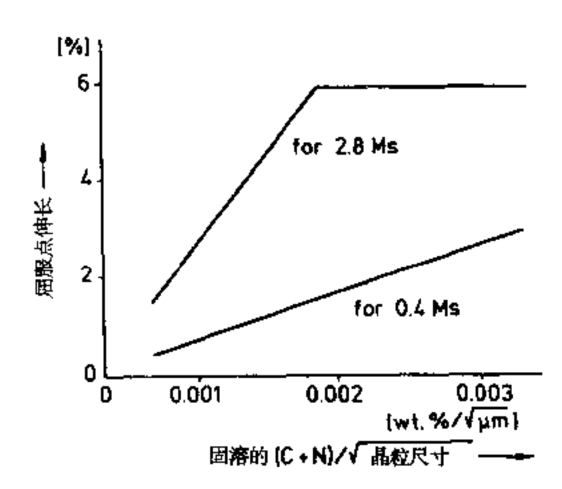


图 7-10　40℃人工时效后屈服点伸长的恢复

载荷随应变的变化 $dF/d\bar{\varepsilon}$，可由 (7-13) 式表达

$$dF/d\bar{\varepsilon}=A\ (d\bar{\sigma}/d\bar{\varepsilon})\ +\sigma\ (d\bar{A}/d\bar{\varepsilon}) \tag{7-13}$$

式中，$\bar{\varepsilon}$是真应变，$\bar{\sigma}$是真应力，A 是横截面积。所以，单位面积的载荷增量可由 $(1/A)\ (dF/d\bar{\varepsilon})\ =\ (d\bar{\sigma}/d\bar{\varepsilon})\ +\sigma/A\ (dA/d\bar{\varepsilon})$给出，并可转变成

$$(1/A)\ (dF/d\bar{\varepsilon})\ =\ (d\bar{\sigma}/d\bar{\varepsilon})\ -\bar{\sigma} \tag{7-14}$$

因为 $dA/A=-d\bar{\varepsilon}$。在最大载荷点 $dF/d\bar{\varepsilon}=0$，因为 $dF/d\varepsilon=0$，式中 ε 是名义应变。将 (7-8) 式代入公式 (7-14)，在最大载荷处，可得到 $n=\bar{\varepsilon}$ (Backofen, 1973)。也就是，n 值等于均匀伸长的真应变。应用公式 (7-9) 进行类似的推导表明，均匀延伸时的真应变等于

$$n+\{(\delta\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon})\ /\ (\delta\bar{\varepsilon}/\bar{\varepsilon})\}\ m$$

然而针对工业用钢，包含 m 的第二项是可以忽略的 (Nakagawa, 1968)。

·p. 300·

n 值与杂质和合金元素有关，如图 7-11 所示，该图是基于许多报告的总结，这些报告的作者有：Bush 和 Lindsay (1960)，Leslie 等 (1961)，Nunes 和 Larson (1963)，Masui 等 (1972) 和其他作者。因此，钢的纯净化导致高 n 值。

n 值也随着晶粒尺寸增加而增加，正如下列公式所示 (Morrison, 1966)：

$$n=\frac{a}{(b+d^{-1/2})} \tag{7-15}$$

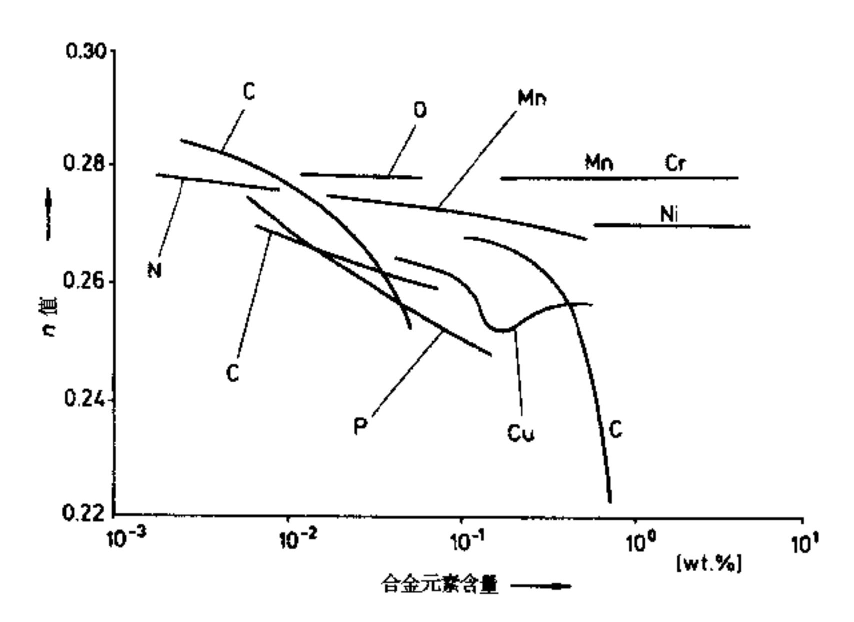


图 7-11 Fe 基合金中合金元素对 n 值的影响

式中，$a=5$，$b=10$。a 和 b 的值随材料而变化，增加屈服强度的因素，如合金化、晶粒细化和应变时效，一般引起 n 值的降低。

7.3.3.4 局部延伸

从扩散缩颈开始至断裂的伸长被称作局部或缩颈延伸。如公式 7-13 所示，高的加工硬化速率也导致高的局部延伸。在含有大量溶解碳、氮的钢中，由于负的 m 值，扩散缩颈趋于受局限（Abe 和 Ushioda)。与此相关，图 7-12 显示，与均匀延伸相比较，溶解的碳、氮引起了局部延伸的明显降低。

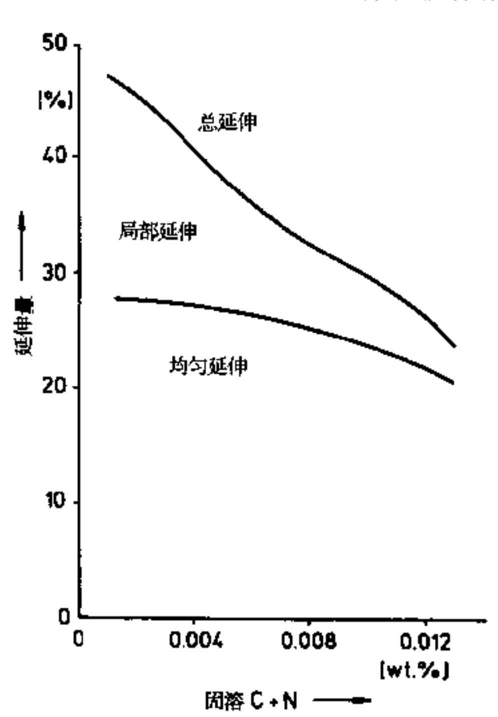


图 7-12 均匀延伸、局部延伸和总延伸随溶碳、氮含量的变化

·p.301·

最终，断裂发生在试样的局部缩颈部分，所以断裂特征也影响局部延伸。为衡量断裂韧性，对于圆柱形试样，断面收缩率 RA（%）可用下列公式来定义：

$$RA=\frac{100\ (A_0-A_f)}{A_0} \tag{7-16}$$

式中，A_f（m^2）为断裂处的横截面积。可成形钢的 RA 值为 80% 或更高。圆柱形试样的真实断裂应力 $\overline{\sigma}_f$，真实断裂应变 $\overline{\varepsilon}_f$ 分别由 σ_f/A_f 和 $\ln A_0/A_f$ 给出，其中 σ_f 是图 7-8 中断裂点对应的名义应力。例如，一般得到 $\overline{\sigma}_f=1.2\text{GPa}$，$\overline{\varepsilon}_f=0.86$。高的 RA 和 $\overline{\sigma}_f$

值与高的局部延伸有关。

因为 $\bar{\sigma}_f$ 与 $d^{-1/2}$成正比，此处 d 是晶粒直径，晶粒细化有利于提高局部延伸。此外，炼钢过程中形成的一些非金属夹杂物，如硅酸盐、FeO、MnS 等，对断裂有着重要的影响。与钢基体相比，这些夹杂物变形能力较差，所以裂纹优先从夹杂物产生。降低非金属夹杂物的体积分数导致断裂强度和总延伸率明显增加（Gladman 等，1970）。

MnS 在热轧过程中沿轧制方向伸长，这因为 MnS 在高温时呈塑性。延长的夹杂物引起室温塑性的各向异性。拉伸实验提供了一个例子：拉伸轴垂直于轧制方向比拉伸轴沿轧制方向给出的断面收缩率低。钢中加入高于硫含量几倍数量的稀土金属（镧和铈）、钙、钛或锆可使 MnS 转变成不同的硫化物。这些硫化物即使在高温下变形能力也很小，抑制了延伸夹杂物的形成。这就称为硫化物形态控制，它可导致塑性的各向同性，参见第 3、第 8 章。当然，降低硫含量，可有效地阻止因 MnS 而产生的塑性各向异性。

7.3.3.5　总延伸

冶金学因素，例如化学成分、夹杂物、晶粒尺寸和其它因素一起影响总延伸．它们的作用有时随工艺条件而变化。例如，尽管晶粒细化和添加锰含量可提高热轧产品的总延伸（Gladman 等，1970），但由大晶粒聚合而成的高纯净钢在冷轧和退火后也具有很高的总延伸。

总延伸通常被用来衡量工业用钢的成形性能。对于具有体心立方结构的低碳钢，对 0.8mm 厚，25mm 宽，标距长度为 50mm 的试样，总延伸率在 40%—50%的范围内。

总延伸率的数值与试样的形状和尺寸有关。例如，较短的标距长度导致较大的总延伸率。另外，对于 25mm 宽、标距长度为 50mm 的试样，应用下述公式：

$$\epsilon_2 = \epsilon_1 + 5.5(t_2^{\frac{1}{2}} - t_1^{\frac{1}{2}}) \tag{7-17}$$

·p.302·

厚度为t_1(mm) 时的总延伸率ϵ_1(%)可以转换为厚度为 t_2 时的总延伸率 ϵ_2 (%)(Toda 等，1976)。然而，这样一种转换只局限于在一个比较窄的厚度范围内而且是粗略估算。

7.3.4　塑性应变比

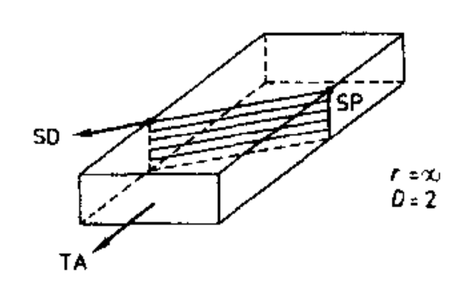
7.3.4.1　r 值

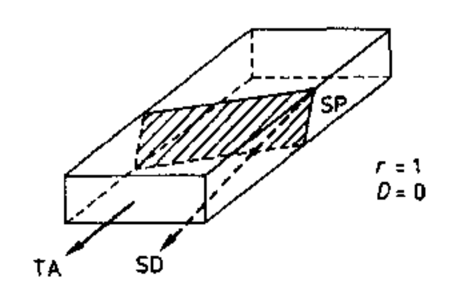
板状试样拉伸时的变形伴随着其厚度或宽度而减小。由下述公式（7-18）定义的塑性应变比，是大家知道的 r 值或 Lankford 值，它与 7.3.5.3 节中所描述的深冲性能密切相关。

$$r = \frac{\ln(w/w_0)}{\ln(t/t_0)} \tag{7-18}$$

式中，t_0 和 w_0 分别为原始厚度和宽度；变形后，它们用 t 和 w 表示。在实际试验中，t_0 和 t 不容易精确测量，所以考虑到 $t_0 w_0 l_0 = twl$，即假设体积为一常数，公式（7-18）常被转换成 $r = \ln(w/w_0) / \ln(w_0 l_0/wl)$，式中 l_0 和 l 与公式（7-5）中的意义相同。为表征塑性应变比，D 值被建议如下（Elias 等，1962）：

$$D = \frac{(2r-2)}{(r+1)} \qquad (7\text{-}19)$$





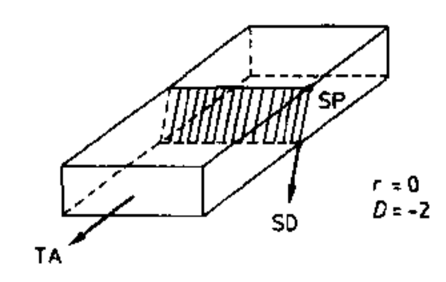


图 7-13 给出不同 r 值的滑移系的几何图形
TA：拉伸轴；SD：滑移方向；SP：滑移面

7.3.4.2 取向关系

如图 7-13 几何图形所示，r 值与晶体的晶体学取向有关。在预测 r 值最简单的方法中，宽度和厚度方向的应变分别由正比于 $\sin\theta$ 与 $\cos\theta$ 的数值来表示，而 θ 是投影到垂直于拉伸轴平面的薄板法向与滑移方向的夹角。因此，r 值由下列公式给出：

$$r = \frac{\sin\theta}{\cos\theta} = \tan\theta \qquad (7\text{-}20)$$

此外，对于体心立方结构，已经提出了预测晶向与 r 值之间关系的各种方法，图 7-14 就是一个例子。具有体心立方结构的低碳钢的试验结果显示，例如，具有（001）［110］取向的简单晶体，其 r 值为 0.00，而（111）［$\bar{1}\bar{1}2$］取向的简单晶体 r 值为 2.40，此时，（001）和（111）是轧制平面，［110］和［$\bar{1}\bar{1}2$］是拉伸方向（Vieth 和 Whiteley，1964）。这些 r 值与预测值符合得相当好。

·p．303·

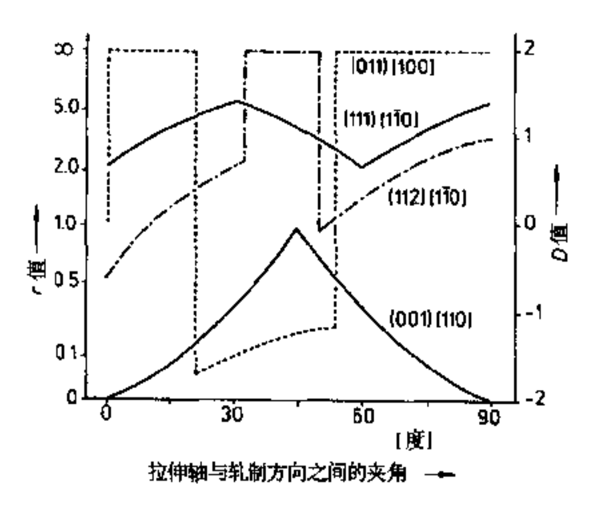


图 7-14 对于体心立方晶体不同的滑移系计算的 r 值与取向的关系。
($x\ y\ z$)：轧制平面；[$l\ m\ n$]：轧制方向

7.3.4.3 织构

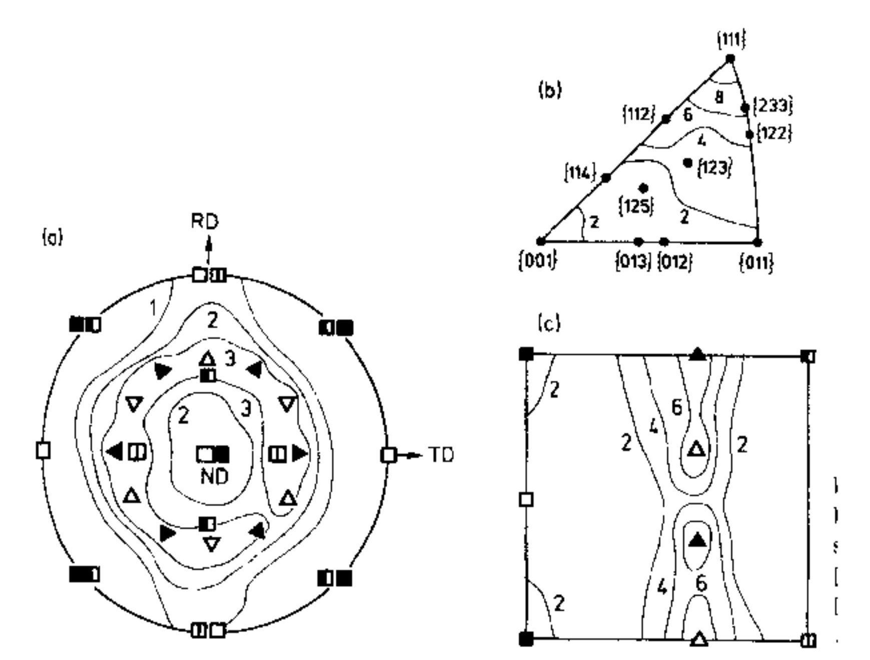
在多晶体薄板中，r 值与因不同晶粒取向而产生的晶体学织构有关。如图 7-15 所

示，织构可用极图表示。对于不同的晶体学平面，标绘出 X 射线强度的比值 I/I_0 后，可以画出极图上的等值线，此处 I 是试样的衍射强度，I_0 是随机取向的标准试样——烧结铁粉的 X 射线衍射强度。在如图 7-15（a）所示的常规极图中，应用极坐标，RD 为钢板轧制方向，TD 为横向，对于特定平面｛001｝，等值线揭示从 I/I_0 得到的〈001〉方向的分布密度。ND 为法向，指垂直于钢板平面或轧制平面的方向，位于极图的中心。由于每个晶粒的〈001〉方向被标注在图上，晶粒取向的主要组成可以从最高的 I/I_0 值的位置处获得。图 7-15（a）显示主要织构组成是｛111｝〈011〉和｛111｝〈112〉，｛111｝是轧制平面的取向，〈011〉和〈112〉是轧制方向。

在反极图中，如图 7-15（b）所示，各个平行于轧制平面的衍射平面｛$x\ y\ z$｝的 I/I_0 值被画在极射赤面投影图的一个单位三角形里。此图表示，｛111｝取向是轧制平面的主要组分。为详细描述织构构成，已设计出如图 7-15（c）的三维极图（Bunge，1987）（参见第 15 卷第 10 章）。

·p. 304·

多晶体薄板的 r 值取决于织构的主要组成，这和单晶体 r 值与取向的关系是一样的（参见第 15 卷第 10 章 10.3.1 节）。



□{001}〈100〉; ■{001}〈110〉; ◫{011}〈100〉; ◧{011}〈110〉; ▲{111}〈110〉; △{111}〈211〉.

图 7-15 （a）常规极图；（b）反极图；（c）三维极图

7.3.5 冲压成形

7.3.5.1 成形极限图

在冲压成形期间，薄板呈现各种不同的双轴应变状态。薄板的双轴应变由主应变方向的应变 $\bar{\varepsilon}_x$ 和垂直于 $\bar{\varepsilon}_x$ 方向的应变 $\bar{\varepsilon}_y$ 来表达。在成形极限图中（Koistinen 和 Wang，1978），扩散缩颈和断裂的开始，可用 $\bar{\varepsilon}_x$ 和 $\bar{\varepsilon}_y$ 来描述，如图 7-16 所示。

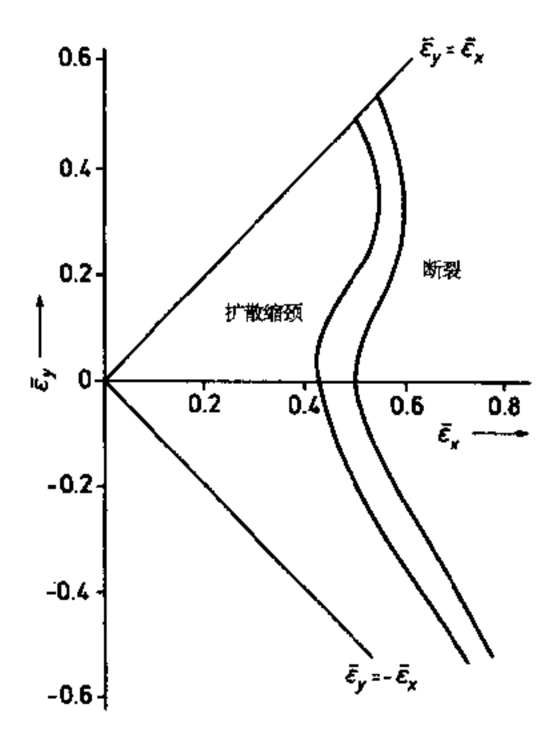


图 7-16 0.8mm 厚铝镇静钢薄板的成形极限图

图中的缩颈和断裂曲线可通过 n 和 r 值理论计算。另一方面，缩颈或断裂一开始的 $\bar{\varepsilon}_x$ 和 $\bar{\varepsilon}_y$ 值可通过刻画圆圈试验方法来测量。在试验中用电解腐蚀片，许多小圆圈被刻画在薄板表面。在扩散缩颈或断裂位置可观察到每一圆圈的形状和尺寸的变化。尽管在经受实际冲压成形的钢板的任何部位，各种形式的变形可同时发生，但双轴伸张和深冲是基本的变形过程。

7.3.5.2 伸张性能

双轴伸张时，如图 7-17 (a) 所示，半球形部件顶部处的变形产生的应变大致为 $\bar{\varepsilon}_y=\bar{\varepsilon}_x$。双轴伸张性能可通过埃里克森试验中发生断裂时半球的高度来测量。在该试验中，板状试样经受如图 7-17 (a) 所示的变形形式。具有高 n 值，高加工硬化速率和总延伸率的钢板可获得较好的伸张性能。

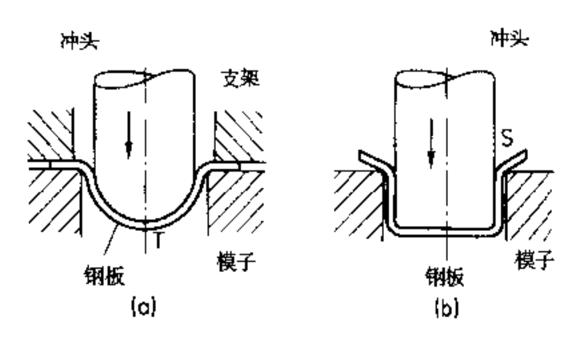


图 7-17 (a) 双轴伸张和 (b) 深冲

7.3.5.3 深冲性能

如图 7-17（b）所示，通常采用锥杯值来衡量深冲过程中的成形能力。在试验中，圆形试样被冲压进入模子形成圆锥杯。断裂后，测量锥杯开口端的直径 D 作为锥杯值，如图 7-18。较好的深冲性能可用较小的锥杯值来表征。对于一些具有极好深冲性能的钢来讲，在试验中不会发生断裂，而形成完美的圆柱形杯，这被称为“冲压穿过”，如图 7-18（c）所示。

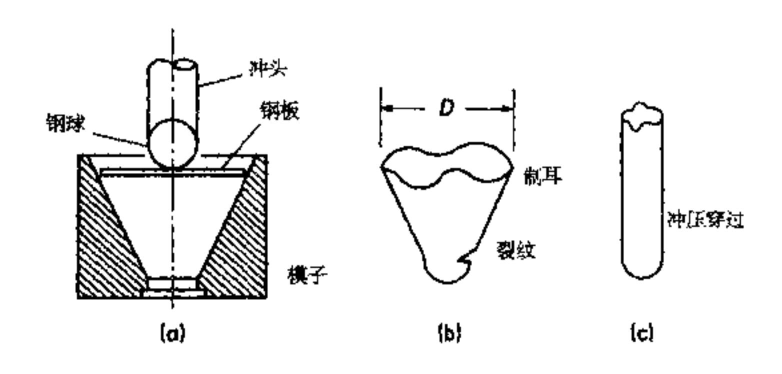


图 7-18 锥杯试验

当钢板通过模子边缘时，图 7-17（b）中的 S 位置，产生 $\bar{\varepsilon}_y=\bar{\varepsilon}_x$ 的典型的应变状态。正如公式 7-18 和图 7-13 所说明的那样，这相当于高 r 值的拉伸变形。深冲性能可以用拉伸轴与钢板的轧制方向以 45°为增量的角 r 值的平均值来预测。r 的平均值，$\bar{r}$，可以计算如下：

$$\begin{aligned}\bar{r} &= \frac{1}{8}(r_0+r_{45}+r_{90}+r_{135}+r_{180}+r_{225}+r_{270}+r_{315}) \\ &= \frac{1}{4}(r_0+2r_{45}+r_{90})\end{aligned} \tag{7-21}$$

式中，r 的下标表示拉伸轴与钢板轧制方向的夹角，且 $r_{\theta+180}=r_\theta$。因此，只测量 r_0，r_{45}和 r_{90}足以确定 $\bar{r}$ 值，它与锥杯值符合得很好（图 7-19）。

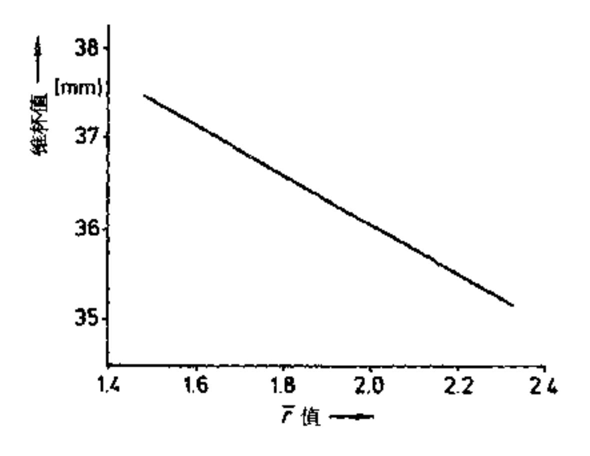


图 7-19 0.8mm 厚批量退火钢板 $\bar{r}$ 值和锥杯值之间的关系

$\bar{r}$ 值可以通过极图上的织构组成来计算。体心立方结构的低碳钢的试验结果清楚地表明轧制平面上的高密度{111}晶面与高 r 值密切相关。除此之外，已经提出了下列经验公式（Hultgren，1968）：

$$r=1.5+0.27\frac{(I/I_0)_{\{111\}}}{(I/I_0)\ \{001\}} \tag{7-22}$$

式中，$(I/I_0)_{\{111\}}$ 和 $(I/I_0)_{\{001\}}$ 分别为

{111} 和 {001} X 射线衍射强度比，可由图 7-15（b）所示的反极图中获得。
·p.306·

深冲杯开口端呈花瓣形状，称之为“制耳”。制耳因 r 值的平面各向异性而产生。它可由如下的 Δr 值来表征：

$$\Delta r = \frac{1}{4}(r_0 + r_{90} - 2r_{45}) \tag{7-23}$$

如图 7-14 所显示，轧制面上的 {111} 织构有利于抑制制耳的产生，因为其 Δr 值较低。

7.3.5.4 回弹

当冲压件从模具中取出后，由于回弹，形状会发生变化。在围绕着曲率半径为 R（m）的弧形表面的角 θ 的弯曲试验中，回弹 $\Delta\theta$ 可由下列公式给出：

$$\Delta\theta = \frac{3\sigma_y R\theta}{Et} \tag{7-24}$$

式中，t（m）是试样厚度，σ_y（Pa）是屈服强度，E（Pa）是杨氏模量。钢的 E 值具有方向性，沿〈001〉方向为最小值 1.5×10^2GPa，沿〈111〉方向为最大值 2.9×10^2GPa。然而，通常取 2.1×10^2GPa 做为 E 的平均值。

7.3.5.5 表面应变痕和缺陷

在某些情况下，由于局部变形，在冲压成形零件的表面上会出现应变痕或表面缺陷。典型的是伸张应变痕。如图 7-20，它因屈服点延伸而造成。在晶粒特别粗大（超过 50μm）的钢中，由于各晶粒间应变的不同，导致冲压成形零件表面的粗糙。从粗糙表面的总体外表来看，称之为“桔皮”。

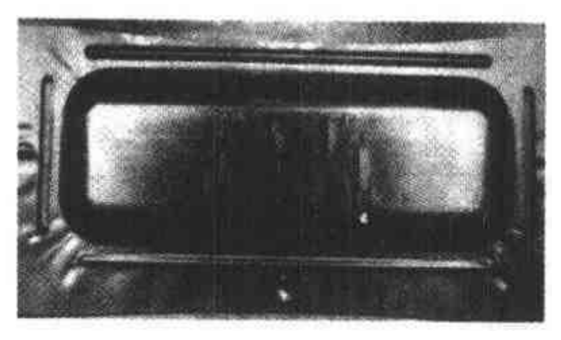


图 7-20 具有 5.2%屈服点延伸的钢板冲压形后的伸张应变痕

在由沸腾钢薄板制造的面板的涂漆表面上，有时可以看到称为“鬼线”或“铁素体带”的条状粗大的缺陷。这些缺陷的位置，与刚好在钢板表面下方，沿轧制方向分布的夹杂物簇所产生的波形纹相吻合，如图 7-21 所示。引起这些缺陷的非金属夹杂物是 $MnO\cdot Al_2O_3$，$FeO\cdot Al_2O_3$。在铝镇静钢中，退火时由于增氮而引起的 AlN 的不均匀分布也导致涂漆外板上显现出类似的缺陷。

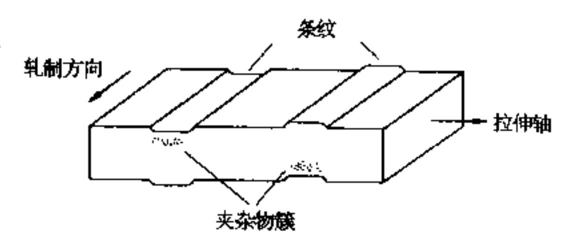


图 7-21 拉伸变形期间形成的“鬼线”示意图

7.3.6 成形条件

7.3.6.1 温度和应变速率

·p.307·

以 10^{-3}m/ms 的应变速率测定的室温下的力学性能通常用来描述钢的成形性。工业产品的拉伸试验通常在标准条件下进行。然而，在特殊条件下成形也是普遍的。例如，热轧成形在约 900℃时的应变速率大于 10m/ms 的条件下进行。因而在钢的生产过程中，成形性能是非常重要的。一般地，钢的成形性随应变速率及温度而变化。

基于位错理论，屈服应力 σ_y（Pa）随温度降低而增加，随应变速率 $\dot{\varepsilon}$（cm/ms），增加而增加，可由下列公式表示：

$$\sigma_y = \sigma_0 + \alpha\{A - T\ln(B\dot{\varepsilon})\} \tag{7-25}$$

式中，σ_0，α，A 和 B 是取决于材料的常数。正如公式所预测，试验测定的屈服应力与应变速率和温度有关。在高温和低应变速率下，屈服点延伸减小，而且拉伸实验在

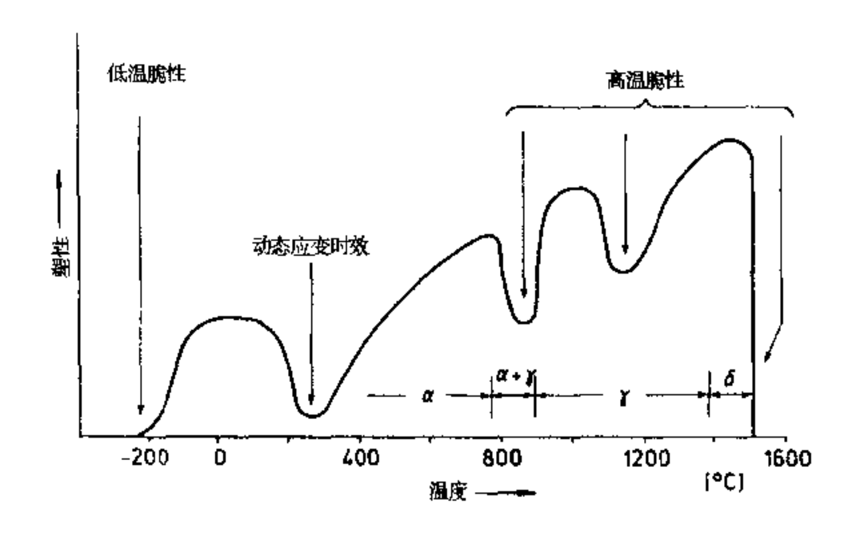


图 7-22 不同温度下的脆性

300℃或更高温度和应变速率低于 10^{-3}m/ms 时进行，屈服点延伸消失，因为在这些条件下，位错不能与碳、氮原子发生交互作用。

另一方面，温度和应变速率对总延伸率、断面收缩率及其它塑性值的影响不是这么简单。在高温和低应变速率下成形一般塑性提高。但是如图 7-22 所示，一些脆性会在特定的高温区域内发生。

7.3.6.2 高温脆性

钢的晶体结构随温度而变化。在冷却过程中，低碳钢钢液首先凝固成 bcc 结构，称之为 δ 相。从大约 1400℃降至 900℃，由 δ 相转变成具有面心立方结构，称之为 γ 相或奥氏体。最后，在约 900℃或更低一点的 A_3 相变温度，开始变成 bcc 结构，称之为 α 相或铁素体。特殊钢，如奥氏体不锈钢不存在这些相变。一般来讲，两个和多个相在相变

温度附近共同存在。在加热过程中，相变以相反的次序发生，相变温度随化学成分和冷却速率或加热速率而变化。

·p.308·

在恰好低于熔点的温度，凝固成 δ 相后，在晶粒边界存在部分液相，因此没有明显塑性。此温度下的脆性与应变速率无关。在 γ 相的温度范围内，钢的晶粒边界脆性因各种低熔点硫化物和氧化物的形成而产生。例如，FeS，其熔点约 1190℃，引起高温脆性，称之为“红脆”。为抑制红脆，可添加锰，硫、锰反应形成 MnS，它具有比 FeS 更高的熔点，约为 1600℃。基于这种原因，工业钢中，Mn/S 含量比值至少为 5—10。在某些钢中，通常用铜来提高其防腐性能。然而，过量的铜，1wt%的数量级也引起 γ 相的高温脆性，因为铜在奥氏体中的溶解度相当有限，特别是在一定的工艺条件下，铜在晶界处偏析。富铜相具有低的熔点。在这种情况下，添加镍可有效地阻止脆性，因为它增加了铜在奥氏体中的溶解度，使低熔点相的形成降低到最小程度。锡和砷也富集在晶粒边界以及它们还有降低铜在奥氏体中的溶解度的不利影响，使得在 γ 相温度范围内塑性下降。晶粒边界的 AlN 析出也析起 γ 相温度范围内的脆性。一般说来，γ 相的脆性随应变速率增加而增加。

尽管在 A_3 相变温度附近，γ 相与 α 相共同存在，但此温度下的脆性，主要与和 γ 相相关连的因素有关。在此温度下，γ 相的变形通过晶界滑移产生，因为，晶界滑移需要的外力低于晶粒内位错滑移所需的外力。晶界滑移导致空穴的产生，所以引起晶界脆性。此外,这种脆性也因存在于 γ 晶粒边界的析出物引起,如(Fe,Mn)S,(Fe,Mn)O,Nb(CN)(Suzuki 等，1982)。在 A_3 相变温度附近的脆性随应变速率降低而增加。在 γ-α 相变完成后，通常塑性提高。

对于轧制、锻造、拔丝和其它高温成形过程，成形工艺必须考虑高温脆性。

7.3.6.3 动态应变时效

低碳钢在 250℃、以 10^{-3}m/ms 的应变速率进行拉伸试验时，显示出锯齿形的应力-应变曲线，同时总延伸率极低和拉伸强度很高。这就是人们所熟知的“兰脆”，它由动态应变时效引起，即在变形期间发生应变时效。应变后的时效被称之为静态应变时效(第 7.3.3.2 节)。

动态应变时效在一定条件下发生，此时移动位错的平均速率，$\bar{v}_d$(m/s)，等于碳、氮原子的扩散速率，v_s(m/s)。$\bar{v}_d$ 与 v_s 值分别与应变速率 $\dot{\varepsilon}$(m/ms)，和温度 T (K) 有关，所以，动态应变时效可用对应于 $\bar{v}_d = v_s$ 的最佳应变速率 ε^* 和温度 T^* 来表述。以低碳钢为例，当 $\varepsilon^* = 10^{-3}$m/ms 和 $T^* = 500$K (大约 230℃) 时，产生动态应变时效。在这些条件下，由于变形过程中的加工硬和应变时效，变形所需的流变应力显著增加。当 $\dot{\varepsilon} > \dot{\varepsilon}^*$ 或 $T < T^*$，因为 $\bar{v}_d > v_s$，碳和氮原子不能富集在移动位错处，动态应变时效不能发生。当 $\dot{\varepsilon} > \dot{\varepsilon}^*$ 或 $T > T^*$，碳和氮原子能容易地随同位错一起移动，发生变形而没有动态应变时效。

·p.309·

在动态应变时效条件下，拉伸变形过程中的扩散缩颈开始后，缩颈区域不发生动态应变时效，因为变形被限制在已缩颈的区域，此处的应变速率变得高于$\dot{\epsilon}^*$，因此缩颈区域的真应力降低。这意味着公式7-9中的m值是负的，导致局部延伸率大大降低，如图7-23所示（Abe和Ushioda，1984）。动态应变时效的作用，即使在室温下，在足够慢的应变速率下也可观察到。图中所示的局部延伸率随应变速率降低而降低是与动态应变时效条件相关连的典型趋势。在同一图上可见，在高的应变速率范围内，均匀延伸率随应变速率增加而降低，这是由于细小的、分散的渗碳体析出的缘故。

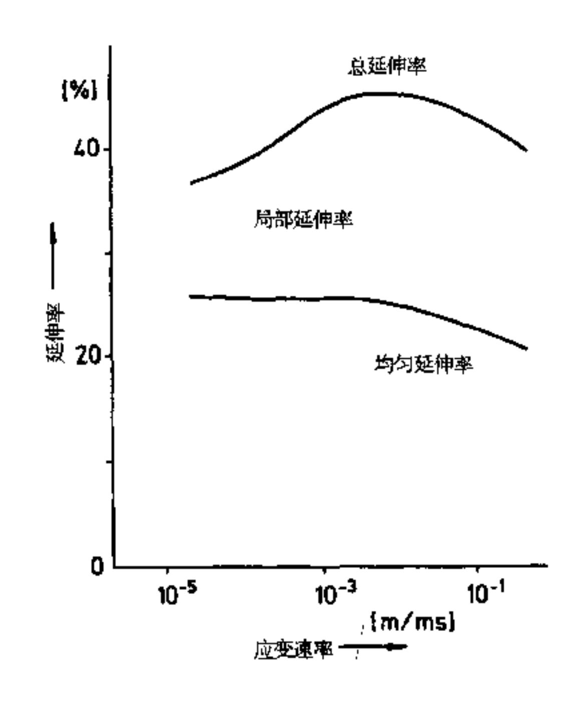


图7-23 含溶解碳、氮原子和渗碳体颗粒的低碳钢在拉伸实验中塑性与应变速率的关系

7.3.6.4 低温脆性

在高应变速率和低温下，位错在障碍物前，例如不可动位错，夹杂物和晶粒边界前堆积导致在产生明显塑性变形之前就引起了断裂。

在体心立方结构的钢中，不同滑移系的位错间的交互作用引起裂纹，导致沿{001}平面的解理断裂。低温下的解理断裂在具有体心立方晶体结构的钢等材料中是很普遍的。

沿晶粒边界的断裂是因位错沿滑移面的堆积而造成的，是大家所知的低温脆性。杂质在晶粒边界的偏聚对晶粒边界脆性有很大影响。例如，晶粒边界处磷的偏析增加晶粒边界的脆性。另一方面，富集在晶粒边界处的碳原子抑制晶粒边界脆性（Low和Feustel，1953；Suzuki等，1985）。

7.3.6.5 超塑性

·p.310·

对于由1μm左右或更小的晶粒构成的材料来讲，在应变速率为10^{-4}m/ms和温度为0.4—0.7的熔点温度（K）的特定条件下，可获得明显提高的塑性（参见第6卷第7章）。在这些条件下，提高了的塑性被称之为超塑性。其塑性变形可通过晶界滑移继续进行，所以，不会产生因位错密度增加而引起的加工硬化现象。为描述超塑性的变形特征，下述公式：

$$-\frac{dA}{dt}=(F/k_2)^{1/m}A^{(m-1)/m} \tag{7-26}$$

可从（7-9）式在 $n=0$ 的条件下推导得出。在公式（7-26）中，t 是时间（s），A 是横截面面积（m^2），其它符号与（7-9）式中意义相同。m 值较 0.3 高，定义为超塑性，导致横截面面积的低速率降低和很高的总延伸率（Backofen，1973）。

含大约 1.5wt%C 的超高碳钢的典型的超塑性已经报道过（Sherby 等，1976）。这种钢的构成尺寸为 0.5—1.5μm 的细晶粒和直径约为 0.5—1.5μm 的细小球形碳化物。如此的精细结构给出的 m 值约为 0.5，在 650℃、应变速率为 10^{-4}m/ms 时拉伸变形可得到超过 1000%的总延伸率。这样一种钢和这样的成形条件当然不适合于正常的深冲、伸张或弯曲等这些在室温下进行的常规冷成形过程，也不能用来焊接。

7.4 高成形性钢

在 7.3 节中，已经介绍了影响钢的成形性能的冶金学因素。概括起来，为获得优秀的成形性能，需要低杂质含量、大晶粒尺寸和 {111} 织构。这一节将阐述在生产过程中提高成形性能的冶金学原理（图 7-1 和图 7-24）。

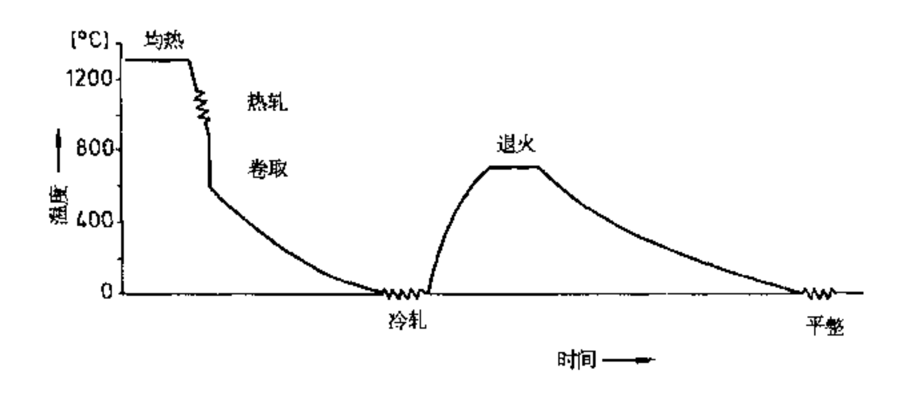


图 7-24　冷轧和退火钢生产期间的热过程

7.4.1 化学成分

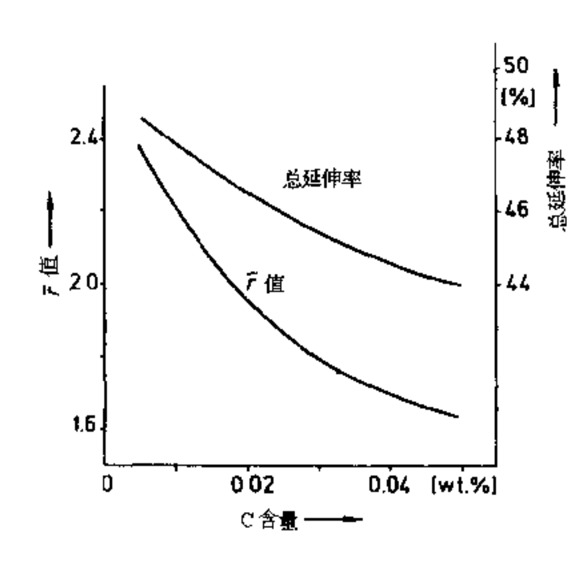


图 7-25　碳含量降低引起成形性能改善

表 7-1 列出了常规钢的一般化学成分，包括一定的杂质元素。磷和硫的降低可提高塑性，特别是降低碳含量非常有利于提高深冲性能（$\bar{r}$ 值）及塑性（总延伸率）。图 7-25 清楚地说明了这一点。

采用真空除气，可以容易地将碳含量降低到 0.005wt%或更低。然而，碳含量的过分降低经常引起低温脆性，因为，缺乏碳在晶粒边界的偏析。而且，磷在晶界上的偏析加剧了这种脆性（7.3.6.4 节）。根据不同用途，为

生产约 0.005wt%C 的超低碳钢，在二次炼钢过程中（7.2.1.2 节）必须将磷含量降至 0.01wt%或更低。

·p.311·

磷和硫含量的过分降低，低至 0.025%或更低，会导致批量退火期间钢带表面的石墨的析出，和控制气氛中（N_2+H_2）增N。石墨析出引起涂漆性能恶化，尽管它可通过添加硼和铬来抑制（Inokuti，1975）。增氮导致塑性下降和“鬼线”的形成（图 7-21）。

钢的纯净化一般有利于提高成形性能。然而在限制每一个杂质元素的同时要避免引起上面提到的任何副作用这一点是非常重要的。

7.4.2 工艺

7.4.2.1 析出和相变

在铝镇静钢中，在热轧前约 1300℃均热温度下的 γ 相中（图 7-24），尽管部分铝与氧结合，其余的铝和所有的氮都溶于奥氏体中。随着温度降低，铝和氮的溶解度降低，铝和氮析出形成 AlN。引起 AlN 析出的临界温度 T^*(K)，可由下列公式计算：

$$\log[Al_s][N_s] = -\frac{6770}{T^*} + 1.033 \tag{7-27}$$

式中，$[Al_s]$ 和 $[N_s]$ 表示溶解的 Al 和 N 含量（wt%）。部分 Al 与 O 结合形成 Al_2O_3，因此公式（7-27）中 $[Al_s]$ 由下式给出：

$$[Al_s] = [Al_t] - \frac{2}{3}\cdot\frac{27}{16}[O_t] \tag{7-28}$$

式中，$[Al_t]$ 和 $[O_t]$ 是钢中 Al 和 O 的总含量。$[N_s]$ 与钢中的总 N 量相同。对于铝镇静钢来说，应用公式 7-27 和 7-28，针对表 7-1 列出的铝、氮和氧含量，可以计算出 $T^*=1469$K（1196℃）。在此成分下，AlN 析出的温度可能低于 1196℃。

然而，AlN 的析出实际是在高温卷取后开始，因为 AlN 析出需要温度和足够的时间使铝原子扩散到析出位置，如晶粒边界和位错上。例如，在约 750℃高温卷取时，产生 AlN 的析出。然而，550℃低温卷取时，铝和氮仍存在于固溶体中。为得到非时效热轧产品，建议热卷取期间让 AlN 析出。由于没有溶解的氮原子，应变时效得到抑制。

·p.312·

对于含 0.05wt%C 的低碳钢，在 γ 相稳定的温度下，所有的 C 原子均溶解在 γ 相里。在热轧后的冷却过程中，在 A_3 相变温度（此钢约 860℃，图 7-26），γ→α 相变开始，在 A_1 相变温度（723℃）相变完成，

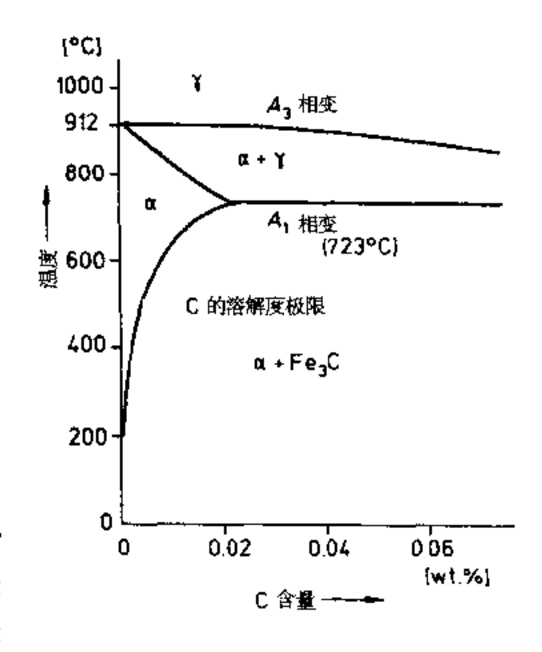


图 7-26　Fe—Fe_3C 平衡图

产生碳的溶解度很低的 α 相（铁素体）。例如 700℃时，C 的溶解度约 0.02wt%，因此，0.03wt%C 析出形成 Fe_3C（渗碳体）。在这种情况下，750℃热卷取后，渗碳体颗粒形成在晶粒边界处，而 550℃卷取则形成珠光体，珠光体由交替存在的片状的渗碳体和铁素体（α 相）组成。即使在约为 100℃的低温，碳的扩散也足够快可以产生析出。因而在冷却期间，由于碳的溶解度随温度降低而降低，渗碳体进一步析出，溶解的碳含量降至 0.001wt%或更少。一般说来，渗碳体形态随奥氏体的冷却速率和析出温度而变化（Rickett 和 Kristufek，1949）。在 700℃批量退火时，热卷取后已析出的渗碳体部分溶解于钢中，达到 0.02wt%C。在批量退火的冷却期间，溶解的碳原子又析出形成渗碳体。这几乎可以完全除去溶解的碳原子，因为，与热卷取后的冷却速率相比，批量退火的冷却速率很慢。

7.4.2.2 再结晶

冷轧导致位错密度增加，在冷轧钢板中位错密度的分布是不均匀的。例如，高位错密度区域邻近原始晶粒边界和尺寸为 1μm 数量级的大夹杂物。另外还形成横穿多个晶粒的高位错密度的变形带。这些区域是在冷轧过程中由局部多滑移或位错堆积而产生的。

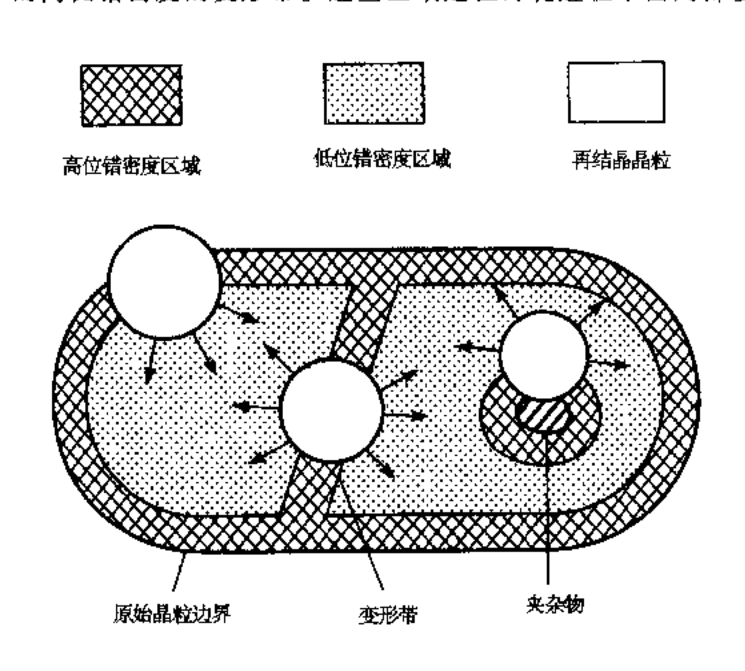


图 7-27 再结晶晶粒的优先形核位置

在退火加热期间，位错的消失首先发生在高位错密度区域。也就是，没有位错的新的再结晶晶粒在高位错密度区域形成（图 7-27），向位错还未消失的基体中生长。再结晶结束时，整个钢板由新的再结晶晶粒组成，这种晶粒的尺寸一般比热轧钢板的原始晶粒尺寸小。再结晶后的进一步加热导致晶粒长大。在晶粒长大后经过批量退火的钢板最终可获得约 30μm 的大晶粒尺寸。直径在 0.01μm 数量级的细小的析出物成为晶粒长大的障碍物。因而，要获得大晶粒尺寸需要较高的温度和较长的时间。

·p.313·

在约 900℃热轧时，奥氏体也发生同样的再结晶过程，热轧后冷却时，在 A_3 相变温度，铁素体晶粒优先在已再结晶的奥氏体晶粒边界处形核。这导致细小晶粒的形成。如果热轧低于 A_3 温度进行，铁素体的再结晶和晶粒长大导致大尺寸铁素体晶粒的产生。这一趋势在高温卷取时更为严重。如上所述，热轧和卷取温度对晶粒尺寸和渗碳体形态有很大影响（Dancy 和 Robinson，1959；也参见第 15 卷第 9 章 9.4.5 节）。

7.4.2.3 结构形成

在奥氏体温度范围的热轧过程中，面心立方结构晶粒的特定的晶体旋转（7.3.1.3节）导致织构的形成（7.3.4.3节）。织构的主要组分（择优取向）是{011}〈112〉，{123}〈412〉等。奥氏体与铁素体之间不存在取向关系，热轧板在转变为铁素体后几乎存在随机的织构，没有任何明显的择优取向。这种随机织构由相变引起，导致低的$\bar{r}$值（在0.8—1.0的范围内），最终导致热轧板较差的深冲性能。

冷轧产生织构的原因在于体心立方晶粒的晶体旋转。典型的冷轧织构有{001}〈110〉，{112}〈110〉，{111}〈110〉和{111}〈112〉。在退火过程中，与材料和退火工艺有关的各种择优取向如{111}〈110〉，{011}〈100〉和{001}〈110〉从冷轧织构发展而来。

已经证明，为提高深冲性能，要求得到以{111}为主要组分的退火织构。单晶体的退火织构中未发现{111}主要组分。例如，{011}〈100〉单晶体产生含有{111}〈112〉和{011}〈100〉的冷轧织构和以{011}〈100〉为主要组分的退火织构（Hu，1961）。另一方面，在多晶体中，再结晶的{111}晶粒优先在原始的晶粒边界附近形核（图7-27），并向基体内生长（Abe等，1982）。此外，图7-28显示了纯铁退火织构的{111}的密度随冷轧开始前的原始晶粒尺寸减小而增大。

·p.314·

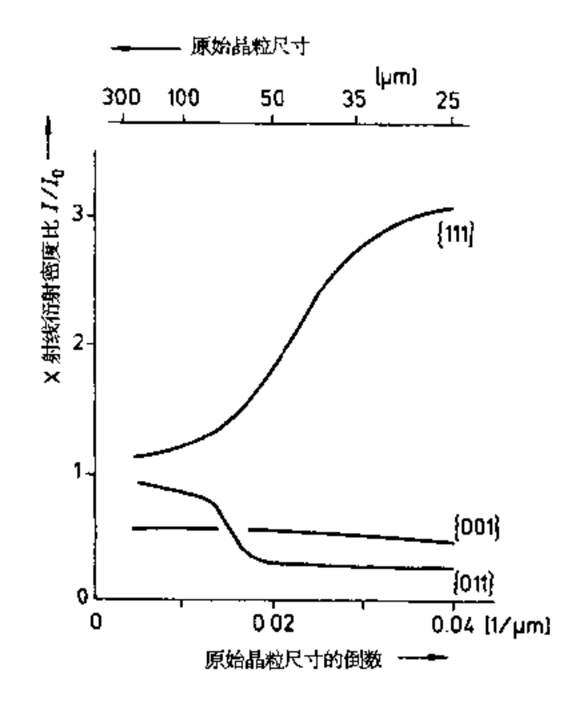


图7-28 冷轧前原始晶粒尺寸对退火织构的影响

在含许多杂质的钢中，高位错密度区域，如图7-27的变形带，常在原始晶粒内形成，这因为杂质阻碍位错的移动，促进了晶粒内的多滑移和位错堆积。在这样的区域，{011}〈100〉再结晶晶粒形核，它引起退火织构的{111}组分减少。也就是说，原始晶粒边界增加退火织构{111}强度的贡献，由于钢的纯度提高而增大。

{111}再结晶晶粒在原始晶粒边界处形核的温度要比{001}再结晶晶粒在其它区域形核的温度要低。在再结晶后的晶粒长大期间，{111}晶粒优先生长进入其它晶粒，所以，随退火温度和时间的增加，{111}组分增加。

7.4.3 工业产品

7.4.3.1 非镇静钢

非镇静钢（沸腾钢和加盖沸腾钢）在炼钢过程中（7.2.1.1节）只添加了少量的铝，通常作为工业可成形薄板钢使用。表7-2列出了这些薄板钢典型批量退火的力学性能。

表 7-2　批量退火薄板钢的力学性能

钢	生产工艺		力学性能				
	冷轧（%）	退火（℃）—（ks）	断开屈服强度（MPa）	拉伸强度（MPa）	总延伸率（%）	$\bar{r}$ 值	时效指数（%）
沸腾钢	60	700—15	240	350	42	1.2	18
Al 镇静钢	70	700—25	220	330	44	1.7	2
IF 钢	80	700—25	170	300	48	2.1	0

拉伸试样：工作长度 50mm；宽度：25mm；厚度：0.8mm。
拉伸实验：室温；应变速率：10^{-3}m/ms。

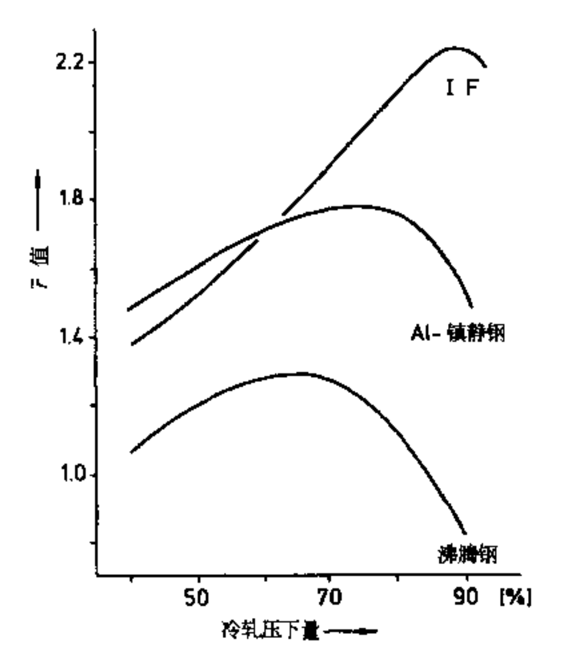


图 7-29　冷轧压下量对退火后 $\bar{r}$ 值的影响。退火温度：700℃；退火时间：20ks（约 6h）

对于具有表 7-1 化学成分的沸腾钢和加盖沸腾钢来讲，为获得适度的成形性能，通常采用高于 A_3 温度进行热轧，550—600℃卷取，60%—70%压下量冷轧，700℃约 4h 的批量退火。

低于 A_3 相变温度进行热轧导致以{011}为主要组分的热轧织构的产生，这种织构是热轧过程中 α 相（铁素体）再结晶的结果。这种热轧织构引起退火织构中的{111}组分减少（Earhart，1962）。另一方面，高于 A_3 相变温度进行热轧导致随机织构的产生和退火织构中{111}组分的增加。

·p.315·

小的冷轧压下量导致退火钢具有较大的晶粒尺寸，从而提高塑性。为提高沸腾钢的深冲性能，60%—70%的冷轧压下量是获得良好退火织构的最佳条件（Earhart，1962）。最佳的冷轧压下量与钢种类有关。

退火温度也影响塑性（总延伸率）和深冲性能（$\bar{r}$ 值），一些典型钢种的这种影响列于图 7-30 中。高温退火导致大晶粒尺寸和高均匀延伸率。当高于 A_1 温度（723℃）退火时，沸腾钢的塑性恶化。这是因为在高温退火期间，部分铁素体转变成奥氏体。奥氏体中碳的溶解度比铁素体高因面产生局部富碳区。在冷却过程中，含有大量碳的奥氏体转变成珠光体或分离渗碳体，使得断裂容易产生。

较高的温度会加速{111}取向的铁素体晶粒的长大。A_1-A_3 双相区温度范围内均热时，{111}织构部分被破坏，这因为一些{111}取向的铁素体转变成奥氏体。然而，冷却期间的逆相变过程中，未转变的{111}铁素体向奥氏体中生长，部分失去的{111}织构得到恢复（Horta 等，1972）。当退火高于 A_3 温度进行时，因为缺乏未转变的铁素体，{111}织构不能恢复。这就是为什么恰好低于 A_3 的温度是获得最大 $\bar{r}$ 值的最佳退火温度。然而，如此的高温退火仅能用于松卷退火和连续退火，因为高温紧卷退

火会发生粘连（7.2.1.5节）。

·p.316·

虽然几乎所有的碳在批量退火冷却期间析出，但室温下，氮的溶解度仍足够高，以至固溶体中含0.004%N。这种溶解氮在平整后引起应变时效（7.3.3.2节），因而非镇静钢有高的时效指数。

7.4.3.2 铝镇静钢

用于深冲的退火钢板一般用含有大量铝的镇静钢生产，如表7-1所示。在冷轧薄板的生产中，采用约550℃的低温卷取以保持铝和氮溶于固溶体中，这因为在退火加热期间，析出前铝和氮原子簇的形成对获得优秀的深冲性能（1.5—1.8的高$\bar{r}$值）有很重要的作用。从而退火织构的主要组分将包括{111}〈110〉和{554}〈225〉，这是从冷轧织构{001}〈110〉，{112}〈110〉和{111}〈112〉转变过来的。由于{554}接近于{111}，{111}和{554}都有利于提高深冲性能。这种织构的形成伴随着延伸的“饼”状晶粒组织的产生。另一方面，高温卷取后含AlN析出物的热轧钢将呈现含{001}〈110〉的退火织构，即使原来的冷轧织构相同（Michalak和Schoone，1968）。如公式（7-22）所描述的那样，{001}织构降低深冲性能。

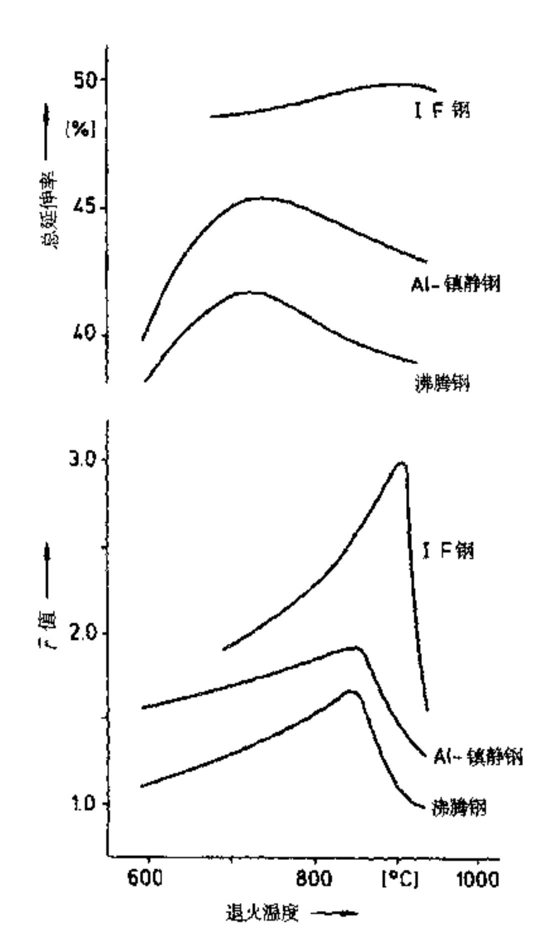


图7-30 退火温度对$\bar{r}$值和总延伸率的影响。冷轧：70%压下量；退火时间：20ks（约6h）

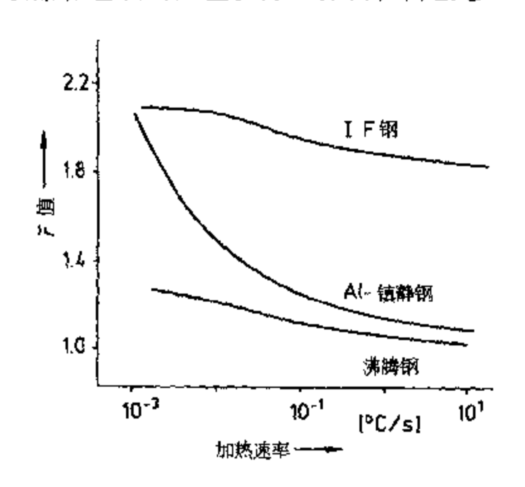


图7-31 退火时加热速率对$\bar{r}$值的影响。冷轧：70%压下量；退火温度：700℃；退火时间：20ks（约6h）

在500—600℃形成的Al-N簇被认为是有选择性地抑制了{001}晶粒的再结晶，因为这些晶粒具有较高的再结晶温度，因而，与其它取向的晶粒如{111}晶粒相比很少产生。当退火加热速率下降时，$\bar{r}$值明显增加，如图7-31所示，因此通常采用以约10^{-3}℃/s的慢速加热直至700℃，或是两段退火，在500—600℃，约4h，然后在700℃保温，以保证AlN簇有足够的时间形

成，而产生所需要的织构。

基于与非镇静钢同样的原因，需要在 A_3 温度以上热轧以提高深冲性能。对于铝镇静钢冷轧的最佳压下量是70%—80%，也就是高于非镇静钢（图7-29）。与非镇静钢一样，Al镇静钢的成形性能也随退火温度的变化而变化（图7-30）。

·p.317·

在700℃退火时，铝和氮完全析出形成AlN，它起着阻碍晶粒长大的作用。因此，与非镇静钢相比，需要延长退火时间以获得足够大的晶粒以提高塑性。退火时，AlN的析出去除了固溶氮。除此之外，在批量退火的缓慢冷却过程中，固溶碳通过形成渗碳体而消失。因此，铝镇静钢薄板具有非时效性能，即抑制应变时效，时效指数小。

7.4.3.3 无间隙原子钢

为提高塑性、深冲性能和非时效性能，在松卷退火过程中，可以分别通过下述反应脱碳和脱氮（7.2.1.5节）：

$$C + H_2O \longrightarrow CO + H_2;$$

$$N + \frac{3}{2}H_2 \longrightarrow NH_3$$

也可以通过炼钢过程中的真空脱气来降碳。

即使采用这些处理之后，钢中仍残留了少量的碳和氮。为除去所有的碳和氮，经真空除气的钢中必须添加铝和钛。在这种情况下，加铝可除去氧形成 Al_2O_3，而钛与剩余的碳、氮反应形成TiC和TiN。这样可以在热轧前将固溶的碳和氮完全除去。工业生产中，Ti（wt%）/{C+N（wt%）}的比值约为6—12（Blickwede，1969）。这种钢的化学成分的一个例子是C：0.005wt.%，N：0.004wt.%，Ti：0.08wt%。类似地，添加铌或Ti+Nb可除去固溶碳和氮，但为使铌和碳、氮反应，需要进行高温卷取（Mould和Gray，1972）。

这些钢被称为无间隙原子钢，通常缩写成IF钢。退火钢类中，IF钢被归类为超深冲级钢。对于IF钢来说，为提高其深冲性能，热轧也应在高于 A_3 的温度下（约900℃进行）。最佳冷轧压下量增至90%（图7-29）。即使是70%的冷轧压下量，在 A_3 温度左右退火也可产生非常高的 $\bar{r}$ 值（约3.0）。与铝镇静钢不同，高 $\bar{r}$ 值几乎与退火加热速率无关，图7-31。在这种情况下，带来高 $\bar{r}$ 值的是大尺寸等轴晶粒而不是延长了的晶粒，退火织构的主要组分为{554}〈225〉，{111}〈110〉和{111}〈112〉。{111}再结晶晶粒在最初冷加工的铁素体晶粒边界（图7-27）的优先形核有利于IF钢的退火织构。此外，在织构形成过程中，析出物如TiC、TiN和Nb（CN）的影响也是很重要的。

·p.318·

在IF钢中，在约 A_3 温度退火时，总延伸率不降低（图7-30），因为，退火后，没有形成引起断裂的珠光体和分离渗碳体。溶解的钛、铌和析出物，如TiC，TiN和Nb（CN），趋向于提高再结晶温度和抑制晶粒长大。所以，IF钢退火需要700℃或700℃以上的高温。

7.5 先进的连续退火

与批量退火相比，连续退火一般具有高的生产效率。然而对常规材料，如沸腾钢和铝镇静钢来讲，由于退火周期中，退火时间短（约 10^2s）和加热和冷却速率快（约 10℃/s），要获得高成形性能是困难的。特别对于铝镇静钢，退火时间短得不到足够长大的晶粒（Dancy 和 Robinson，1959）。此外，快速加热不允许铝镇静钢得到好的深冲性能（图 7-31）。退火后快速冷却也导致塑性降低，因为有大量残留的固溶碳。因此，连续退火的常规方法（图 7-4）只用于生产锡板和镀锌板，由于它们的成形性不是关键的要求。

应用最近新开发的先进的连续退火方法（图 7-5）可以大批生产可与批量退火相媲美的高成形性钢板。这种新工艺有两个技术关键：一是有利于提高 $\bar{r}$ 值的钢的化学成分；二是为减少退火后的固溶碳含量，在退火后加入了过时效阶段的热循环过程。

7.5.1 对钢质的要求

一般说来，在退火过程中，杂质原子通常抑制晶粒长大和 {111} 织构形成，所以，欲从短时退火循环中获得足够的塑性和深冲性能，需要有高纯度钢。特别高纯度的钢可以通过二次炼钢工艺来生产（7.2.1.2 节），但是这样的钢未必适合于用连续退火工艺来进行生产，因为这增加了生产成本。

适合于先进的连续退火工艺的钢可以通过合金元素对杂质的净化作用来获得（Bramfitt 和 Mangonon，1982）。应用这种技术，杂质 X 通过与合金元素 M 的反应从钢基体中除去，因而获得了纯净的基体。这种反应可被描述如下：

$$aM + bX \longrightarrow M_aX_a + 纯化的基体 \tag{7-29}$$

式中，M_aX_b 是 M 与 X 反应生成的析出物。在这种情况下，为抑制因大量的 M_aX_b 引起的有害的副作用，X 含量必须降至很低的水平，且必须在炼钢成本没有明显增加的情况下获得 X 杂质的低含量。与含有同样数量 X 的传统钢相比，高纯度材料中 M 对 X 的净化作用带来钢的特征性能。

为得到最佳的净化效果，M 的数量必须调整至 M_aX_b 的化学比成分，因为超过 M_aX_b 化学比的 M 可能与固溶的 X 的存在同样有害。所以，为去除 X，M 的最佳数量可通过下述公式进行理论计算：

$$\frac{(1/ap)\ [M]}{(1/bq)\ [X]} = 1 \tag{7-30}$$

·p.319·

式中，[M] 和 [X] 分别是 M 和 X 的数量（wt%），p 和 q 分别为 M 和 X 的原子量。当 M 与两种或更多的杂质元素发生反应时，公式中应用的是每一元素的（1/bq）[X] 的总和。净化作用最初仅被应用于 IF 钢（7.4.3.3 节），但是在新开发的连续退火工艺中，这种作用普遍应用于各种钢。

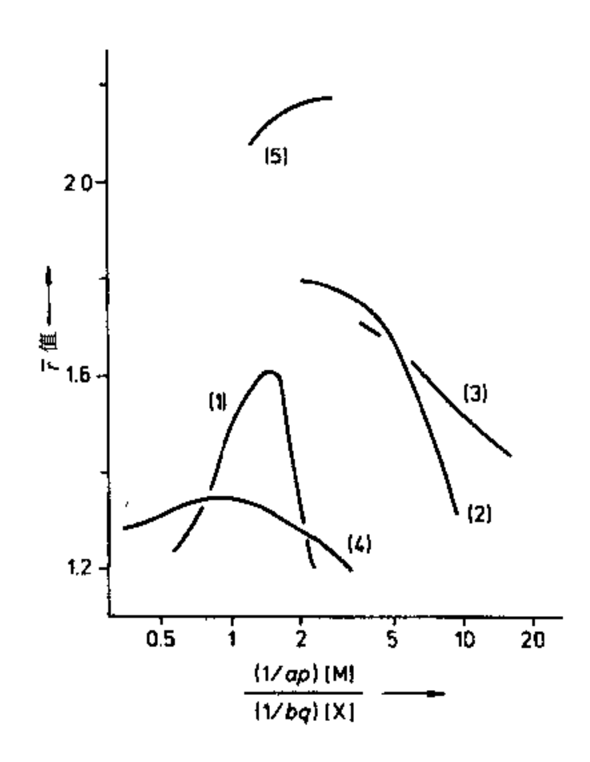


图 7-32　净化效果引起的深冲性能的提高

钢	M	X
(1) 加盖沸腾钢	Mn	O 和 S
(2) 铝镇静钢	Al	O 和 S
(3) 铝镇静钢	Mn	S
(4) 含 B 钢	B	N
(5) IF 钢	Ti	C 和 N

7.5.2　热卷取温度

对于 M 和 X 的某些配合来讲，高温卷取可有效地加速按照公式（7-29）的反应。在沸腾钢和加盖沸腾钢中，杂质元素如氧和硫，在约 750℃热卷取后，被锰清除。在铝镇静钢中，通过添加铝，氧在炼钢过程中被除去，而铝清除氮则在约 750℃高温卷取后实现。另一方面，热轧前，在含硼的铝镇静钢中，氮被硼除去；在 IF 钢中，碳和氮被 Ti 除去。在这些钢中，净化处理不需要高温卷取。净化处理对各种钢连续退火后的 $\bar{r}$ 值的影响按照公式（7-30）的关系概括于图 7-32 中。对于每一种钢，最大的 $\bar{r}$ 值对应着最大的等轴晶粒尺寸。除了含硼铝镇静钢之外，得到最大 $\bar{r}$ 值的最佳净化条件是 M 的加入量需要超过 M_aX_b 化学比一些，因为，适当的过量的 M 加速 M 与 X 的反应。

值得注意的是，对于铝镇静钢，卷取温度对连续退火后的 $\bar{r}$ 值的影响和对批量退火后的 $\bar{r}$ 值的影响相反（图 7－33）。对于批量退火，低温卷取后，保持铝和氮存在于固溶体中有利于提高 $\bar{r}$ 值（7.4.3.2 节）。相反，在这些钢的连续退火过程中，为了同样的目的，需要在高温卷取期间使 AlN 析出，以使基体纯化。

·p.320·

在连续退火中，为获得最大 $\bar{r}$ 值，可以很容易地采用恰好低于 A_3 温度的高温退火（图 7-30），因为不会产生带卷的层间粘连。

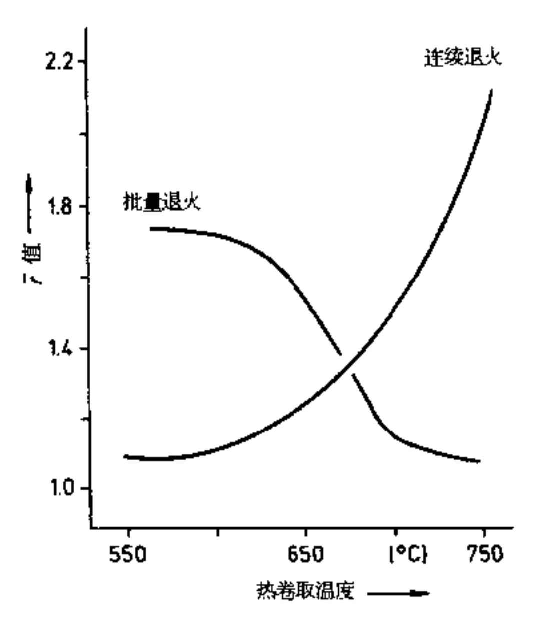


图 7-33 热卷取温度对冷轧和退火后铝镇静钢 $\bar{r}$ 值的影响

7.5.3 过时效处理

7.5.3.1 淬火时效

沸腾钢、加盖沸腾钢和铝镇静钢在700℃保温时，固溶碳含量约0.02wt.%（图7-26），其余的碳以渗碳体形式存在于晶粒边界。尽管碳的溶解度在室温时接近于零，但当从700℃水淬到室温时，这些钢中的过饱和固溶碳量高于0.015wt%C。淬火之后的时效被称之为淬火时效。在时效期间，随着渗碳体析出，过饱和固溶碳（高于溶解极限的量）下降，最终达到时效温度下的碳的溶解极限。

在200℃时效引起塑性下降，尽管较低的过饱和固溶碳在某种程度上提高塑性，但因为细小的渗碳体颗粒在晶粒内形成而导致塑性下降。另一方面，在300℃淬火时效产生过时效效应，塑性得到提高。也就是，随着对塑性没有有害作用的粗大渗碳体的析出，过饱和碳降低。

因此，用先进的连续退火工艺生产沸腾钢、加盖沸腾钢和铝镇静钢时，引进了一种过时效处理。IF钢不需要过时效处理，因为碳与钛和铌紧密结合。因此，一般可用各种类型的连续退火工艺来生产IF钢。

7.5.3.2 过时效条件

过时效需要的时间取决于碳移动到析出位置的扩散系数。在一定时间 t (s)内的平均扩散距离 L（cm），由下列公式给出：

$$L = (2Dt)^{1/2} \tag{7-31}$$

式中，D 是与温度有关的扩散速率（cm^2/s）。对于铁素体中的碳原子，350℃时，$D = 9.5\times10^{-10} cm^2/s$，500℃时，$D = 2.5\times10^{-8} cm^2/s$。对于给定的 L，扩散时间 t 随温度增加而减少，因面高温时效是有利的，可以在短时间内完成过时效。另一方面，为减少过时效后的固溶碳含量，采用低温过时效较为有利，因为碳的溶解度随温度降低而降低（图7-26）。综合平衡这两种矛盾的要求，工业生产中采用350—400℃的过时效。

·p.321·

某些工业高炉所采用的典型的热循环如图7-34所示。从830℃到700℃冷却通常以5℃/s的速率进行，以控制晶粒尺寸和初生渗碳体的形态。700℃时，铁素体含0.02wt%的固溶碳，在过时效过程中，它以渗碳体形式析出。过时效后的渗碳体形态随自700℃后冷却循环的不同而变化，如图7-34所示。在冷却循环（Ⅰ）中，在初生晶粒边界渗碳体的基础上，过时效渗碳体还在晶粒边界析出。因而，晶粒中心溶解的碳原子必须扩散到晶粒边界。由于通常晶粒尺寸约20μm，假设 $L = 1\times10^{-3}$ cm，对于350℃过时效，公式（7-31）给出 $t = 526$s。然面，试验结果表明，在350℃过时效，300s就足够了。在这种情况下，不会发生因存在晶粒内渗碳体颗粒而引起的塑性下降。因而过时效显著提高了塑性。当钢按图7-34冷却循环（Ⅱ）冷却时，渗碳体主要在晶粒内形核。这些晶内渗碳体颗粒引起一定的塑性下降。然而，过时效所需要的碳的扩散距离降至渗碳体颗粒间距的1/2。因此，根据实验结果，约60s内即可完成过时效。根据公式（7-31），

350℃、60s 的时效，得出 $L=3.4\mu m$。

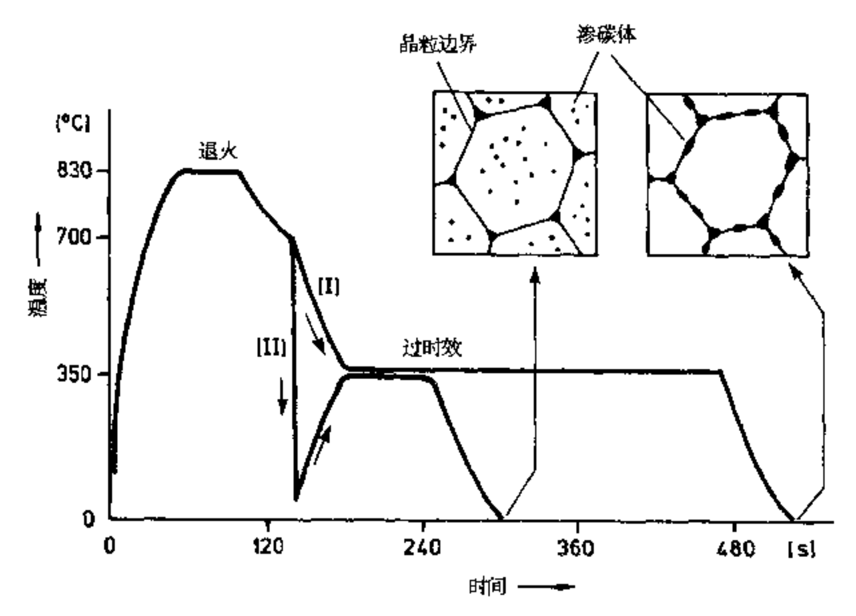


图 7-34　不同退火过程的过时效渗碳体析出位置

7.5.3.3　渗碳体形核位置

晶粒内的渗碳体的形核频率随碳过饱和度增加而增加，而碳过饱和度取决于晶粒尺寸、冷却速率和快速冷却的终点温度。

在批量退火非常慢的冷却过程中，总是有足够的时间让固溶碳原子扩散至晶粒边界并析出晶粒边界渗碳体。在这种情形下，固溶碳含量随温度降低而减少，与图 7-26 的溶解度曲线相一致，没有任何碳的过饱和。因而，在批量退火钢中，未观察到晶粒内部的渗碳体颗粒。

·p.322·

另一方面，当从 700℃水淬时，由于扩散时间短，晶粒边界的大量的渗碳体析出被抑制。然而，即使以非常快的冷却速率水淬时，仍有少量的碳被拴在晶粒边界和钢中其它的初生的析出物附近。例如，钢的晶粒细化引起水淬后的过饱和碳含量降低。这样的拴住发生，是因为陷阱位置附近的碳的短程扩散。当短程扩散的时间减少，在这些位置被拴住碳的数量也减少。因此，快速冷却速率导致快速冷却后的过饱和碳的存在。

因为碳的固溶度随温度下降而降低，降低快速冷却后的终点温度可增加碳的过饱和度。

在图 7-34 的冷却循环（Ⅰ）中，从 700℃以缓慢的冷却速率（8℃/s）冷却和高的冷却终点温度（350℃）导致较低的碳的过饱和度，仅为 0.004wt.%C。这样的过饱和碳在过时效期间不会引起渗碳体在晶内析出。另一方面，以 1.5×10^3℃/s 的速率快速冷却至室温的冷却过程（Ⅱ）导致较高的固溶碳，约为 0.016wt.%。在此情况下，渗碳体在过时效的再加热期间形核，导致在铁素体晶粒内形成细小的渗碳体颗粒，其分布密度为 15 个/（$10\mu m^2$）（Bramfitt 和 Mangonon，1982）。

铁素体晶粒内的渗碳体颗粒优先在初生析出物上形核。例如，细小的 MnS（Abe 和 Ushioda，1984）。MnS 析出也优先发生在细小氧化物上，例如在炼钢过程形成的钙的硅酸盐和 Ti 的氧化物上（Takamura 和 Mizoguchi，1990）。一般说来，位错是析出物的优先形核位置。例如，按图（7-34）冷却过程（Ⅱ）快速冷却后，1%—2%的冷轧压下量产生的位错导致在位错处析出的渗碳体颗粒的分布密度很大，渗碳体颗粒间距离降至 1μm。在此情况下，尽管过时效时间被减少至少于 30s，弥散分布的渗碳体颗粒和一些渗碳体析出处的不可动位错密度导致塑性显著降低。

在带式炉中，例如图 7-4 所示，在通过炉的过时效区时，炉膛辊反覆施加弯曲应力于钢带上。炉辊直径与钢带厚度之比较小所产生的弯曲应力会引起钢带的塑性变形。在过时效过程中因塑性变形而产生位错，象快速冷却的钢在过时效之前经受冷轧一样，也对塑性和过时效时间产生影响。作为一个极端的例子，当 1mm 的薄钢带在炉辊直径为 50mm 的带式炉中进行过时效时，过时效会降低总延伸率而不是提高塑性。然而，在给定的过时效期间内，炉辊引起的弯曲应力不大时则提高改善塑性速率。为获得最佳工艺条件，过时效区采用的炉辊直径约为钢带厚度的 10^3 倍。

总的说来，在选择最佳过时效工艺时，通过考虑晶粒尺寸、冷却循环、原生析出物和炉辊直径等因素，在提高塑性和减少过时效时间之间必须有一个综合的平衡。

·p.323·

7.5.4 先进的连续退火的工业效益

在某些钢厂，所有冷轧和退火薄板钢产品近来都采用先进的连续退火生产线来生产。用先进的连续退火代替批量退火可节省 73%的劳动成本和降低 23%的能源消耗。先进的连续退火的这些优点可通过清除钢中杂质能力更大的先进的炼钢技术进一步得到加强。

7.6 表面处理

7.6.1 金属涂层

许多表面处理（参见第 17 章）被应用以提高钢材的防腐性能。在镀锡板生产中，采用电镀或热浸镀镀锡。采用电镀铬涂层生产的无锡钢板代替锡板，降低锡的消耗。锡板和无锡钢板具有防腐性能，适合于包装食品和饮料。采用电镀或热浸镀锌生产的镀锌板，用于汽车车身和电器用具部件，Lanford 等人给出了这些表面涂层钢的详细介绍（1985）。

7.6.1.1 镀锡板

用于食物包装的三节罐由圆柱体和两块底盖组成。在制这些罐时，圆柱体的两边用焊剂对焊成一条焊缝，两个底盖通过卷边锁缝连接在圆柱体上。用于制造三节罐的锡板需求足够的强度，而对成形性能要求不那么高。相比之下，具有优秀成形性能的 Sn 板

用于制造两节的罐头盒，广泛用于啤酒及饮料包装。两节罐被称为 DI（冲展）罐，制造过程如图 7-35 所示。

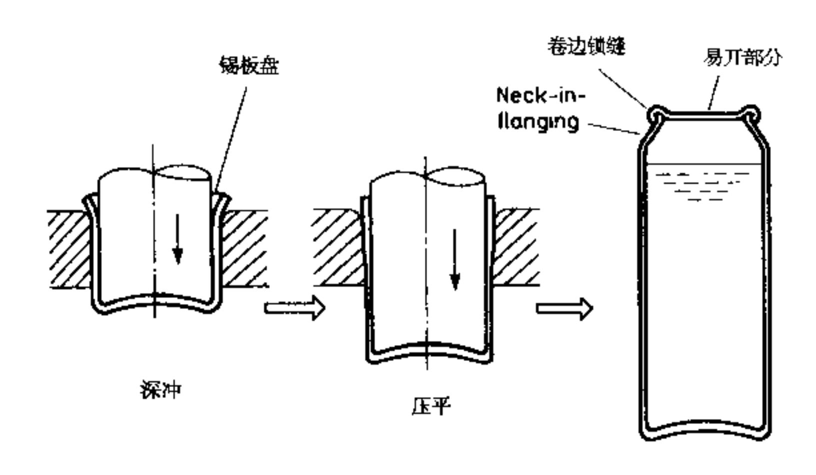


图 7-35　冲展罐的制造过程

因此，具有不同成形性能和强度级别的钢被用于锡板。镀锡钢板的厚度为 0.14—0.38mm。涂镀前如此薄的钢板被称之为“黑口铁”。生产这种薄板需要超级纯净的钢，没有气孔和其它缺陷。在高成形性的“黑口铁”的生产中，为获得与冷轧和退火薄板钢同样的力学性能，通常采用批量退火（表 7-2）。除此之外，最近已采用先进的连续退火工艺生产具有同样性能的钢板。另一方面，具有适当的成形性能和 400—500MPa 屈服强度的“黑口铁”也可用常规的连续退火来生产（图 7-4）。为了使屈服强度增至 700MPa 或更高，在批量退火或连续退火之后，进行 20%—50%压下量的冷轧。这一生产过程被称作两次轧制，它表示在退火前和退火后的二次冷轧。具有高屈服应力的“黑口铁”也可通过添加 0.04%—0.15wt.%P 来生产（Kamm，1989）。

·p.324·

平整轧制或两次轧制后的“黑口铁”用来镀锡。在热浸镀时，“黑口铁”先在盐酸溶液中电解酸洗以除去所有氧化膜，然后涂涂料层并浸到熔融锡池中（锡的熔点：232℃）。

在热浸镀过程中，在“黑口铁”和镀锡层之间，锡和钢反应形成一层主要含有 $FeSn_2$ 的合金层。涂镀后，由于和空气的接触，锡的表面被一层特别薄的氧化物膜覆盖。最后，在氧化膜上涂油以避免制造期间产生划伤和磨损。上面提到的 Sn 与合金层中每一部分的典型厚度如下：合金层 $2\times10^{-2}\mu m$；锡层 $0.5\mu m$；氧化物膜 $3\times10^{-3}\mu m$，油膜 $3\times10^{-3}\mu m$。锡和“黑口铁”之间的合金层的连续性对提高防腐性能很重要。然而，由于 $FeSn_2$ 是硬而脆的相，厚的 $FeSn_2$ 层在弯曲过程中容易断裂。因此，锡板需要有厚的塑性锡层和较薄而且连续的 $FeSn_2$ 层。电解清洗和酸洗之后，可应用含有锡离子的溶液进行电镀。电沉积锡涂层具有灰白色的半光亮表面，与“黑口铁”粘附力很弱。因此，采用加热到刚好超过锡熔点的温度以熔化锡。通过这一熔化处理，由于形成合金层，可以获得光亮表面和提高了锡的粘附力。

热浸镀时的加热和电镀后的熔化处理引起含有固溶碳、氮原子的“黑口铁”的塑性

下降。这种塑性变坏是由应变时效引起而且随温度升高而加剧，尽管时效时间短。为防止这种塑性变坏现象，推荐采用 IF 钢。

7.6.1.2 镀锌板

除了顶板和侧面板之外，用电镀锌或热浸镀锌生产的镀锌板最近已被用于一些需要提高防腐性能的车身零件。镀锌板生产工艺的参数类似于镀锡板。镀锌的数量保持在双面约 60—600g/m^2。在连续热浸镀锌线上，冷轧钢带被直烧火焰加热以除去钢带表面残留的油膜。然后，钢带在 800℃以上退火约 10^2s，此时氧化膜被除去。最后，钢带浸到约 450℃的熔融锌池中（锌的熔点：419℃），然后在空气中快速冷却。

·p.325·

在热浸镀锌过程中，在基体钢上形成几个合金层，其中含有紧邻基体的 Γ 相（Fe_3Zn_{10}），δ_1 相（$FeZn_7$），ζ 相（$FeZn_{13}$）和表面层 η 相（含少于 0.03wt%Fe 的锌）的固溶体。合金层的构成随浸镀温度和时间的不同而变化。合金层充当着基体钢与锌涂层之间的冶金结合带。然而，厚的 Γ 相层引起很差的涂层粘附性，因为 Γ 相是脆性金属间化合物。因此，在工业生产中，通过向锌池中添加 0.1%—0.25wt%的铝，可将 Γ 相尽可能减薄。热浸镀 Zn 后，在 500—600℃的合金化处理可以将整个涂层改变为由均匀一致的 δ_1 相组成的 Zn—Fe 合金。这种处理可提高镀锌钢板的涂漆性能。

450℃热浸镀锌后或在 500—600℃合金化处理后的快速冷却，由于铁素体中碳的过饱和，引起塑性下降和应变时效。根据用途，为恢复塑性，镀锌钢带卷在批量退火炉中进行过时效处理（7.5.3 节）。在这种情况下，采用低于 300℃的过时效温度以阻止相邻卷层之间的锌粘连，这种过时效需要较少时间。应用 IF 钢（7.4.3.3 节），即使是热浸镀产品，可以获得优良的塑性和非时效性能。在电镀锌中，不会发生力学性能的变化。

7.6.1.3 其它各类热浸镀

除了锡板和镀锌板外，采用镴金属（Pb + 8%—16%Sn），Al-Zn 合金（Al + 45wt% Zn）和纯铝可生产各种各样的热浸镀钢板。典型的镴金属镀层薄板被用于制造储油箱，因为镴金属对汽油有防腐性能。

7.6.2 搪瓷用钢

精美的搪瓷涂层用于经过硫酸酸洗预处理的钢的艺术品。底涂层要求很强的粘结力。经预处理的钢通过浸入或喷射涂上一层釉浆（玻璃状液体）。钢板上的釉浆被烘干后在 800—900℃烧结。底层的厚度通常在 0.07—0.13mm 内。底涂层完成后，采用另一种釉浆，以涂底层时同样的工艺完成厚度为 0.07—0.25mm 的罩面层。该罩面层具有抗酸腐蚀的能力和色彩鲜艳的表面效果。在工业生产中，罩面漆有时直接涂在钢制品上而不涂底层，这被称作单层罩面涂层。

·p.326·

适合于搪瓷的钢需要一些特殊的性能。在 800—900℃烧结处理之后，由于（α→γ→α）相变，钢经受应变。此应变量可通过凹陷值来估算，该值随钢中的碳含量降低而降

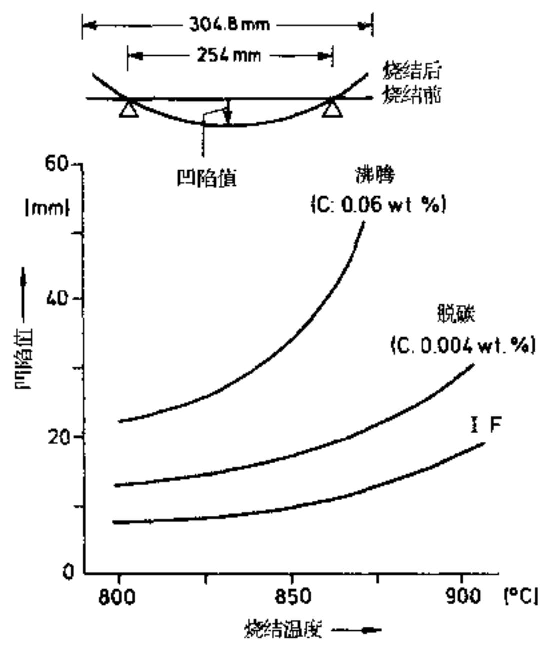


图 7-36 涂瓷钢的凹陷值随含碳量和烧结温度的变化

低（图 7-36）。因此，搪瓷一般需要经松卷退火的脱碳钢或 IF 钢（7.4.3.3 节）。这些超低碳钢能抑制搪瓷层的气泡缺陷，这种缺陷来源于烧结过程中钢中的碳与釉浆中的氧发生反应形成的 CO 和 CO_2。刚刚搪瓷后的钢基体含有一些氢，氢来源于烧结炉中的水蒸气。此后（经 0.3—100ms 后），这些氢原子扩散并集中在钢基体和瓷涂层的交界面上，转变成氢气体。产生的气压能使搪瓷层裂开和引起一种称为鱼鳞的缺陷。为抑制鱼鳞，除了减少烧结炉气氛中的水蒸气外，钢基体本身需要能捕拿氢气的陷阱位置。这些陷阱位置是非金属夹杂物，典型的有氧化物、硫化物和因高温卷取产生的分离状渗碳体颗粒（Pradhan 和 Ludkovsky，1987）。通过冷轧在夹杂物和分离状渗碳体颗粒周围形成的空隙即为捕集氢气的陷阱位置，虽然这也会引起一些塑性下降。高温下的完全退火可消除这些空隙。然而，低温退火仍然保留一些残留的空隙，而钢的塑性则一般。因此当制造产品时，必须综合平衡涂瓷性能和塑性。

7.6.3 涂漆

用钢板、锡板、镀锌板等制造的零件，在组装前或组装后，通常要涂漆。涂漆前，作为表面准备进行磷化处理或铬化处理以提高涂漆的粘结力。

在钢厂，镀锌板已被涂镀有机膜或涂漆，以免顾客再进行涂漆。在这种情况下，在 150—250℃的涂漆烘烤和凝固热处理引起加速的应变时效，导致塑性有某些下降。因此，这些钢板一般仅用于顶板和侧面板。关于电镀的详细讨论，参见第 15 卷第 11 章。

7.7 高强度可成形钢

对节约燃料的、轻量车身的要求增加了对高强度可成形钢的要求。也就是，应用较薄的钢板以减少车身重量需要高强度钢。一般来说，强度和成形性能是反比关系。在高强度可成形钢强化的同时，必须使塑性的下降为最小值。

·p.327·

7.7.1 强度和塑性

各种钢的强度和塑性的关系已经研究过（Bramfitt 和 Mangonon，1982；Gifkins，1983；Pradhan 和 Lndkovsky，1987）。强度和塑性的关系随所用的强化机制而变化，如图

7-37 所示。试样厚度也可影响总延伸率，但不影响强度。因此在图 7-37 中，不同厚度试样的总延伸率已经应用公式 7-17 换算成了相当于 0.8mm 厚试样的总延伸率。

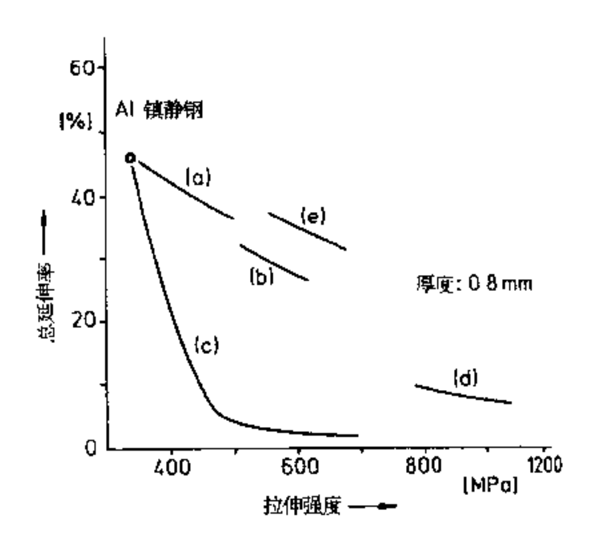


图 7-37　不同强化制的强度和塑性的关系。(a) 固溶强化；(b) 析出强化；(c) 加工硬化；(d) 贝氏体钢；(e) 双相钢

7.7.1.1　铁素体-珠光体钢

合金化通常增加强度。例如，热轧钢的拉伸强度，σ_t (MPa)，随合金元素增加的变化可用下述经验公式表达：

$$\sigma_t = 8.92[C] + 178[Mn] + 127[Si] + 908[P] + 211 \quad (7\text{-}32)$$

式中，[C]，[Mn]，[Si]，[P] 代表每一元素的重量百分比数量。除此之外，还提出了各种不同的经验公式 (Duckworth 和 Baird，1969)。在这些公式里，热处理和其它工艺条件改变每一元素的系数。

在热轧过程中，在 A_3 温度以上热轧后再结晶的奥氏体晶粒在随后冷却时发生相变转变成铁素体和珠光体。增加碳含量显著增加珠光体的体积分数，导致公式 (7-32) 中 892 [C] 的强化。由于因珠光体引起的强化导致塑性下降，在可成形钢中，建议采用晶粒细化和添加锰和硅来增加强度 (Gladman 等，1970) (参见第 2 章)。

7.7.1.2　固溶强化和晶粒细化

对于几乎所有的可成形钢钢材，添加锰、硅和磷均可产生固溶强化 (参见第 2 章)。而且某些元素还导致晶粒细化，也引起强化。在热轧钢材中，为了强化通常添加锰和硅。对于铝镇静钢，典型的化学成分如下：C：0.17wt%；Mn：0.65wt%；Si：0.03wt%。在此成分下，650℃ 热卷取会产生 440MPa 的抗拉强度。降低卷取温度至 550℃ 可将强度提高至 490MPa。

在冷轧和退火钢中，通过添加磷来强化。含磷钢中，磷含量在 0.04—0.08wt% 内。镀锡用“黑口铁”也采用磷强化 (7.6.1.1 节)。在退火钢中，通过降低退火温度可以获得细化晶粒强化。图 7-37 中的曲线 (a) 显示了铝镇静钢中添加磷和降低退火温度引起

的强度和塑性的变化。

7.7.1.3 析出强化

热轧钢材中，因析出物（参见第8章），如TiC、Nb（CN）和VC引起的强化如曲线（b)。与曲线（a）所示的固溶强化相比，在相同的强度下，曲线（b）给出了相对低的塑性。但是，它可以获得比固溶强化或晶粒细化强化更高的抗拉强度。析出强化需要向含有0.1wt%C和1.3wt%Mn的基体钢中加入总量为0.03—0.20wt%的Ti，Nb和/或V。

·p.328·

对于连续退火产品，应用图7-34中的冷却循环［Ⅱ］和在200℃的过时效，可以得到由细小的渗碳体颗粒引起的强化。用这种方法，对于0.8mm厚含0.05wt.%C和1.4wt.%Mn的铝镇静钢可以得到450MPa的拉伸强度和38%的总延伸率。

7.7.1.4 加工硬化

由冷轧引起的加工硬化容易使钢强化，如二次冷轧锡板（7.6.1.1节）。然而，这是以塑性的显著降低为代价的。如图7-37中的曲线（c）所示。

7.7.1.5 贝氏体钢

在碳含量高的钢中，根据冷却过程不同，形成了不同的冶金组织（Lankford等，1985)。从高于A_3温度的快速淬火即发生马氏体相变，而不产生较普遍的铁素体和珠光体的相变。在马氏体相变中，奥氏体转变成高位错密度的马氏体组织，一定程度的碳的过饱和和细小的碳化物颗粒。因此，马氏体具有非常高的强度（硬度)，但没有塑性或塑性很低。

另一方面，在较慢的淬火过程中，在含有一定量铬、钼和硼的钢中，形成了由细小的铁素体和碳化物混合而成的针状组织的贝氏体。众所周知，贝氏体钢通过热轧来生产。这种钢具有很高的强度并有一些塑性，如图7-37中曲线（d）所示。

7.7.1.6 双相钢

由软的铁素体晶粒和硬的马氏体颗粒组成的双相钢具有优良的强度-塑性关系，如图7-37中的曲线（e）所示，尽管马氏体本身塑性很差。

这种类型的钢是通过在（$\alpha+\gamma$）两相区的温度均匀化（例如，800℃)，紧接着快速冷却而得到的，如图7-38所示。在两相区温度，由于合金元素在奥氏体和铁素体中的溶解度不同，碳和其它元素富集在奥氏体中，因而铁素体的纯净度较高。在快速淬火过程中，奥氏体变成马氏体，而铁素体不发生变化。为了获得两相组织，钢的化学成分和淬火冷却速率应满足下列公式：

$$\log R_c \geq 5.36-2.36\,[\mathrm{Mn}]-1.06\,[\mathrm{Si}]-2.71\,[\mathrm{Cr}]-4.72\,[\mathrm{P}] \qquad (7\text{-}33)$$

·p.329·

式中，[Mn]，[Si]，[Cr]和[P]是每一个元素的重量百分数，R_c是冷却速率（℃/s)。例如，通过只添加锰来获得双相钢，则需要1.8wt%Mn和10℃/s的冷却速率。含

0.08wt%C，1.5wt%Mn，0.04wt%B 的铝镇静钢，经双相处理后，其 0.8mm 厚试样具有 540MPa 的拉伸强度和 38%的总延伸率。添加 B 可以在相对慢的冷却速率下，获得马氏体结构（Bramfitt 和 Mangonon，1982）。

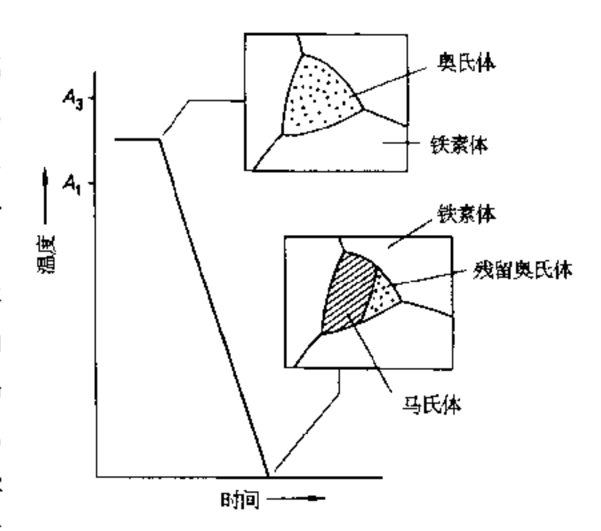


图 7-38 获得双相组织的热处理

淬火后的双相钢中，在邻近马氏体颗粒的铁素体晶粒内产生相当高的可动位错密度便于启动塑性变形。这些因马氏体的形成而诱发应力所产生的位错，未被间隙原子锁住。因此，即便没有经过平整轧制，双相钢没有屈服点伸长（7.3.3.1 节）。双相钢具有低的屈强比，0.5 或更低，而在许多其它钢中，可以发现屈强比超过 0.7。双相钢也经常包含残留奥氏体，约有 5%—10%的体积分数（Gifkins，1983），与马氏体相连形成，被称为 MA 组分颗粒。这种奥氏体是不稳定的，塑性变形引起相变使之变为马氏体。在变形过程中，因这种马氏体转变而引起的硬化，有利于抑制缩颈和提高塑性（Chanai 等，1971）。这称之为相变诱导塑性（TRIP）。

双相钢已经在具有快速冷却段的连续退火线上生产。双相钢也可通过热轧生产，但为形成马氏体，卷取温度可能需要低于 200℃。这种处理只能在具有高功率卷取装置的热轧机上才可实现，因为钢带的强度随温度降低而显著增加。热轧双相钢很少生产。

用冷轧和紧接着双相热处理生产的双相钢，加入约 0.1wt%Ti，其 0.8mm 厚试样可得到 1000MPa 的拉伸强度和 12%的总延伸率。如此高的强度是通过额外的强化机制获得的：即细小的 TiC 析出物和高位错密度的未再结晶的铁素体与马氏体共同存在。在这种钢中，钛强烈地与碳反应形成 TiC，剩余的固溶 Ti 导致再结晶温度的提高并超过两相区退火温度。

7.7.1.7 烘烤硬化

在涂漆烘烤时，涂过漆的冲压成型零件在 150—250℃加热约 15—20min（参见第 6 章）。如果钢中含 0.001wt%的固溶碳和氮，烘烤处理时产生的应变时效导致强化。这被称为烘烤硬化（BH），通过烘烤硬化，强度可增加约 50MPa（Bramfitt 和 Mangonon，1982）。通过调节连续退火期间的过时效条件和热卷取温度，可以控制铝镇静钢中用于烘烤硬化的固溶碳、氮含量。IF 钢中，预期不发生烘烤硬化。

·p.330·

使钢产生烘烤硬化的固溶碳和氮，在运输和储存期间也引起应变时效，在冲压成型零件上出现伸张应变痕（图 7-20）。对于汽车内板抑制伸张应变痕并不重要，但对于需要光滑平面的外板，为抑制伸张应变痕，在冲压成型前建议先进行平整轧制。

7.7.2 强化后的深冲性能

对于某些退火钢板，即使在强化后，也要求深冲性能，低温退火后的晶粒细化强化与高的深冲性能相矛盾，因为高 $\bar{r}$ 值需要高温退火，如图 7-30。双相钢中，马氏体对深冲性能是有害的，因而不会有高的 $\bar{r}$ 值。由此，获得良好的深冲性能和强度配合的可能方法仅局限于固溶强化。

例如，含磷钢在连续退火线上经 850℃退火，其后过时效，可以得到拉伸强度 360MPa、总延伸率 40%、$\bar{r}$ 值为 1.86 的性能。用 0.34wt%Mn 和 0.06wt%P 合金化的 IF 钢，经过 775℃连续退火后，可得到拉伸强度 400MPa、总延伸率 41%和 $\bar{r}$ 值为 2.0 的性能。在此情况下，添加约 0.002wt%B 是必要的（Bramfitt 和 Mangonon，1982），因为硼原子在晶粒边界处偏聚，抑制了超低碳钢和 IF 钢中因磷而引起的晶界脆性（7.4.1 节）。

7.7.3 焊接性能和涂漆性能

冲压成型零件通过线焊或点焊装配（图 7-39）。在焊接过程中，钢是局部经受熔化然后是快速冷却。焊接热循环一般将原来的冶金组织转变成马氏体和引起脆性的其它显微组织。为阻止这种脆性，需要限制钢的化学成分。例如，为获得完美的点焊，建议满足下列公式（Takechi 等，1986）：

$$[C]+0.025[Mn]+0.033[Si]+2[P]+4[S]\leqslant 0.24 \tag{7-34}$$

式中，[C]、[Mn] 等代表每一元素的 wt%。因此，为综合平衡强度和焊接性能，系数较大的[C]和[P]需要限制在一定范围内。

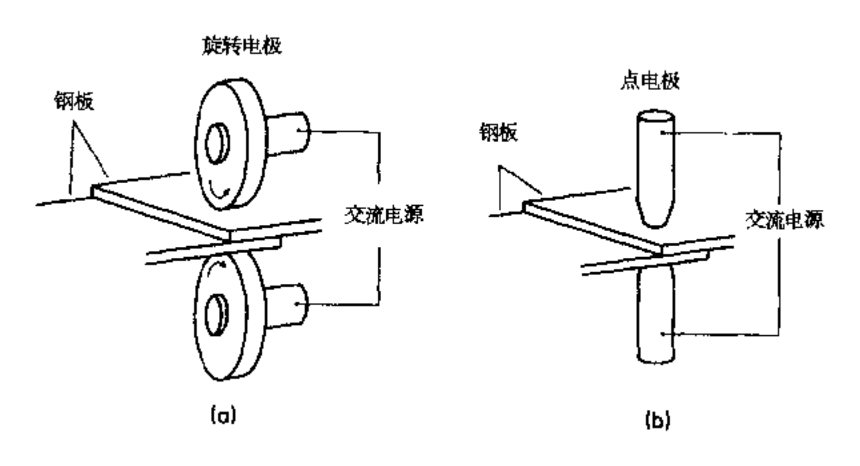


图 7-39 (a) 线焊和 (b) 点焊

磷化处理(喷涂前的表面准备)需要细晶粒的磷酸盐膜以提高涂漆粘结力。钢中的固溶锰提高磷酸盐膜的质量。另一方面，有较高磷和硅的钢引起磷酸盐膜的质量下降。因此，在生产含磷和硅的高强度钢时，考虑到涂漆性能，磷和硅必须限制在允许范围内。

·p.331·

7.8 将来趋势

7.8.1 先进的生产工艺

原来生产冷轧和退火钢板的过程有各种麻烦的步骤，通过应用连铸、直接热轧和连续退火生产过程逐步改进（图 7-1，7.2.4 节）。结果是，能源消耗和生产成本下降，生产效率提高。

将来可望有进一步的发展。有三种潜在的、可以应用的基本过程，即连续炼钢、薄板坯铸造、紧凑式轧机轧制（Birat，1987）。薄板坯铸造方面，1mm 数量级厚度的板坯可直接铸造。这预示着在薄板钢生产时无须进行热轧、冷轧的可能性。然而，为实现这些进步，必须建立这些新过程的冶金学原理，因为，当前如 7.4 节和 7.5 节所描述的轧制过程对产品的力学性能起着重要作用。

7.8.2 有竞争力的材料

7.8.2.1 汽车材料

在 1973 年的石油危机中，为降低燃料消耗，最初提出了对轻量化汽车车身的要求。近来，由于 CO_2 的污染问题，对轻量化汽车车身的要求进一步增加。汽车制造厂家发现轻量化汽车车身可以使他们采用低功率汽油发动机，因而减少 CO_2 气的排放。即使在将来可能开发出汽车用电动机和氢发动机之后，减少汽车重量的趋势仍可能持续。

因为如此，对有利于减少汽车车身重量的材料有很大需求。高强度可成型钢的发展是其中一部分内容（7.7 节）。另一方面，塑料和铝是特别轻量的材料，尽管它们的价格较高和在材料回收方面存在问题，它们在汽车工业上的应用日益增长。应用于 1990 模型汽车的材料的类型和数量列于表 7-3。而且已经试生产全铝结构和所有塑料面板的汽车（Butler，1987）。

这种趋势说明，在重量、性能、价格和回收性等方面，钢、铝和塑料将在汽车市场上竞争。

表 7-3 应用于典型的 1990 年代的轿车材料的类型和数量

材料	wt%	举例
钢板	54	车身的主要零件（防护罩、顶板、门等）
铝	12	发动机部件，一些车身部件等
塑料	9	一些车身部件，内部零件等
铸铁	8	轴箱等
其它材料	17	窗户玻璃，轮胎橡胶，钢轴，铜缆，电池零件，漆等

·p.332·

7.8.2.2 罐装和包装材料

罐装及包装工业的形势类似于汽车工业。也就是说，在 60 年代，应用铝的两件罐

装技术（深冲和挤拉，图7-35）使得铝成为锡板和无锡钢板的主要竞争对象。而且，铝有适合于制作易拉罐的力学性能。尽管，新开发的用于两件罐的薄板钢有助于钢重新获得它的市场份额，铝罐仍然是逐年普及应用的材料。其结果是，铝罐占所有在美国生产罐的70%，特别是几乎所有（99.9%）的啤酒罐是用深冲和挤拉铝生产的（Kamm，1989）。

无论钢罐或铝罐，回收用过的罐是一个共同的问题。由于环境学家和铝生产者的共同努力（Kamm，1989），在美国回收铝罐很有成效。采用玻璃瓶、塑料和纸产品的趋势对于罐装及包装工业也有重要影响。

7.8.2.3 建筑材料

抗腐蚀的镀锌钢板已经用于建筑物的屋顶和侧面墙。最近，不锈钢板已用于需要更高抗腐蚀性能的屋顶上。为防止海洋性大气引起的腐蚀，海边建筑物经常采用钛板做屋顶，因为钛具有很好的抗海水腐蚀性能。

7.8.3 复合材料

涂层钢板也可以称为复合材料。因为钢基体具有成形性和强度，金属涂层和有机膜有很好的抗腐蚀性能。随着多雪国家溶雪盐应用的增加，汽车车身制造采用镀锌板的百分比也增加。虽然塑料是钢的竞争材料，但钢和塑料组成的复合材料具有新的性能。例如，在两块0.3mm厚的钢板之间加0.4mm厚塑料板组成了重量轻且强度高的复合材料。用0.05mm厚粘弹性树脂膜夹在两片薄钢板之间制造出减震薄板（Pradhan 和 Ludkovsky，1987；Takechi 等，1989）。这些减震薄板实际上已经用于汽车车身零件和洗衣机器以抑制发动机和马达的噪声。

7.9 参考文献

Abe，M.，Kokabu，Y.，Hayashi.Y.，Hayami.S.（1982）. *Trans. Jpn. Inst. Met*. 23. 718—725.

Abe.M.，Ushioda，K.（1984），*Scand. J. Metall*. 13. 276—282.

Bcakofen，W.A.（1973），*Metall. Trans*. 4，2679—2699.

Bauscher.J.A.，Magor，J.K.（1963），in：*Recent Development in Annealing*. Iron Steel Inst. Spec. Rep. 79，pp. 34—42.

Birat，J.P.（1987），*Ironmaking and Steelmaking* 14. No. 2，84—92

Blickwede，D.J.（1969），*Met. Progress* 95. No. 4，87—92.

Bramfitt，B.L.，Mangonon.P.L. Jr.（Ed.）（1982）. *Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel*. Warrendale：Metall. Soc. AIME. pp. 35—47. pp. 51—81. pp. 133—153.

Bunge，H.J.（1987）. *International Materials Review* 32，No. 6，265—291.

Bush，G.W.，Linday.R.W.（1960）. *Trans. Am. Soc. Met*. 52，422—433.

Butler，R.D.（1987）. *Ironmaking and Steelmaking* 14. No. 1，29—34.

Chanai，G.R.，Zackay.V.F.，Parker，E.R.（1971）. *Metall. Trans*. 2，133—139.

Cotrad，H.（1963）. *Acta Metall*. 11. 75—77.

Danes.T.E.，Robinson.E.L.（Ed.）（1959）. *Flat Rolled Irochicts：Rolling and Treatment*. New York：Interscience Pub-

lishers. pp. 91—103.

Duckworth. W. E., Baird. J. D. (1969). *J. Iron Steel last* 207 854—871.

Earnart. E. W. (Ed.) (1962). *Flat Rolled Products* Ⅲ. New York: Interscience Publishers. pp. 47—63. pp. 65—84.

Elias. J. A., Heye R. H., Smith. J. H. (1962). *Trans. Metall. Soc. AIME*. 224. 679—686.

Fucaba. K., Akisue. O., Tokunaga. Y. (1988). in: *International Symposium on Ladle Steelmaking and Furnaces*. Montreal: Canadian Inst. Min. Metall., pp. 290—304.

Gifkins. R. C. (Ec.) (1983), *Strength of Metals and Alloys*. Oxford: Pergamon Press. pp 1165－1179.

Gladman. T., Holmes. B., Pickering. F. B. (1970). *J. Iron Steel Inst*. 208. 172—183.

Herbert. A., Jemson. C., Notman. G. K., Morris. D., Knowles. S. (1987). *Ironmaking and Steelmaking* 14. No. 1. 10-16.

Holappa. L. E. K. (1982), *International Metal. Revews* 27, No. 2. 53—76.

Horta. R. M. S. B., Wilson. D. V., Roberts. W. T. (1972). *J. Iron Steel Inst*. 210. 42—51.

Hu H. (1961). *Trans. Metall. Soc. AIME* 221. 130—140.

Hutgren. F. A. (1968), *Blast Furnace and Steel Plant* 56. No. 2. 149—156.

Hundy. B. B. (1954), *J. Iron Steel Inst*. 178, 34—38.

Inokuti. Y. (1975), *Trans. Iron Steel Ints. Jpn*. 15. 314—323 and 324—333.

Kamm. G. G. (1989). *Iron Steel Inst. Jpn. International* 29, 614—624.

Koistinen. D. P., Wang. N. M. (Ed.) (1978) *Mechanies of Sheet Metal Forming*. New York: Plenum Press. pp. 287—339.

Lankford. W. T., Samway, N. L., Craven, R. F., McGannon. H. E. (1985). *The Making Shaping and Treating of Steel*, 10th ed. Pittsburgh: United States Steel. pp. 599—620, pp. 671—772. pp. 787—859, pp. 1069—1189, pp. 1231—1276, pp. 1389—1446.

Leslie. W. C., Williams, G. B., Hutton. D. S. (1961). *J Iron Steel Inst*. 198, 21—29.

Low. J. R. Jr., Feustel, R. G. (1953). *Acta Metall*. 1. 185—192

Marique. C., Beyne. E., Palmaers. A. (1988). *Ironmaking and Steelmaking* 15, No. 1, 38—42.

Masui. H., Kawaharada. M., Takechi. H. (1972). *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 15, 558—560.

Michalak. J. T., Schoone R D. (1968). *Trans. Metall Soc. AIME* 242, 1149—1160.

Michel. N. C., Tsuji. T. (1974). *Iron Steel Eng*. 51. No. 6, 35—41.

Morrison. W. M. (1966). *Trans. Am. Soc. Met*. 59, 824—845.

Mould P. R., Gray, J. M. (1972). *Metall. Trans*. 3, 3121—3132.

Nakagawa, K. (1968). *La Metallurgia Italiana* 8, 667 678.

Nunes. J., Larson. F. R. (1963). *Trans. Metall. Soc. AIME* 227, 1369—1377.

Petch. N. J. (1958). *Phil. Mag*. 3. 1089—1097.

Pradhan. R., Ludkovsky. G. (Ed.) (1987). *Hot & Cold Rolled Sheet Steels*. Warrendale: Met. Soc. AIME. pp. 117—137. pp. 221—229. pp. 273—312.

Price. W. O. W., Vaughan. E. H. (1963). in: *Recent Developments in Annealing*. Iron Steel Inst. Spec. Rep. 79. pp. 71—80.

Richards. P. N. (1967). *Iron and Steel* 40. No. 11, 479—483.

Rickett. R. L., Kristufek, F. C. (1949). *Trans. Am. Soc. Met*. 41, 1113—1144.

Sasaki. K., Nakashima, H., Nose. M., Takasaki. Y., Okumura. H. (1983). *Iron and Steelmaker* 10. No. 8, 22—27.

Sherby. O. D., Young. C. M., Walser. B., Cady. E. M. (1976). *U. S. Patent* 3 951 697.

Suzuki. H. G., Nishimura. S., Yamaguchi. S. (1982). *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 22, 48—56.

Suzuki. S., Obata. M., Abiko. K., Kimura. H. (1985). *Trans. Iron Steel Inst. Jpn*. 25, 62—68.

Takamura, J., Mizoguchi. S. (1990). in: *The Sixth International Iron and Steel Congress*. Vol. 1, *Fundamentals*. Nagoya:

The Iron and Steel Institute of Japan. pp. 591—597.

Takechi. H., Mizui. M., Matsumura. O., Sakuma, Y. (1986). *Nippon Steel Tech. Rep. No*. 30, pp. 1—7

Takechi. H., Ejima, M., Zama. Y. (1989), *SAE Tech. Paper Series* 890 708.

Toda. K., Gondoh. H., Takechi. H., Masui, H. (1976), *Metall. Trans*. 7 *A*. 1629—1636.

Vieth. R. W., Whiteley. R. L. (1964). *Colloquium of International Deep Drawing Research Group*. London: Inst. Sheet Met. Eng.

Whiteley, R. L., Wise. D. E. (1962). in: *Flat Rolled Products III*. New York: Interscience Publishers, pp. 47—63.

8 高强度低合金钢

F.Brian Pickering

Emeritus Professor, Sheffield City Polytechnic, Sheffield, U.K.

(王祖滨 译)

目录

·p.337·

符号与缩语表

Ac_3	奥氏体完全稳定的温度
Ar_3	冷却时奥氏体开始转变成铁素体的温度
b	滑移位错的伯格斯矢量
CE	碳当量
CSE	却贝平台能
D	扩散系数
DBTT	延性脆性转折温度
d	晶粒直径
d_L	针状铁素体晶粒尺寸
FATT	断口转折温度
f	体积分数
ITT	冲击转折温度（又见 *DBTT* 与 *FATT*）
k_y	位错钉扎强化度
[M]	溶於奥氏体中的微合金量
M_s	马氏体起始温度
n	加工硬化指数
R	基体晶粒半径，气体常数
r	晶界钉扎质点半径

r_0	时间为零时的质点半径
r_t	时间为 t 时的质点半径
$\bar{r}$	塑性应变比
S_v	单位体积的晶界表面积
T	温度
t	时间
V	质点克分子体积
[X]	溶於奥氏体的碳或氮量
x, $\bar{x}$	析出物直径
Z	晶粒尺寸不均匀因素
ε	应变
ε_u	塑性
ε_T	断裂时的总应变
$d\sigma/d\varepsilon$	加工硬化速率
σ	质点-基体界面能
σ_b	由针状铁素体板条晶界造成的强度
σ_i	摩擦应力
σ_p	析出强化
σ_s	固溶强化
σ_d	位错强化
σ_y	屈服应力
μ	弹性剪切模量
ρ	位错密度
λ	M-A 组成的质点尺寸
CVN	却贝 V 型缺口
HAZ	热影响区
HSLA	高强度低合金钢
HV	维氏硬度
M-A	马氏体奥氏体组成
PSCR	凝固后冷却速度
RCR	再结晶控制轧制

·p.339·

8.1 引　言

高强度低合金钢（HSLA）用於各种工程结构和建筑，包括如下方面的应用：

(i) 石油和天然气管线；

(ii) 石油和天然气钻探装备，生产平台等；

(iii) 造船板；

(iv) 压力容器和管道；

(v) 运载装置和部分铁路装置；

(vi) 重型货车底盘和某些汽车部件；

(vii) 高层建筑，桥梁等的一般工程结构；

(viii) 输电线塔；

(ix) 燃料和其它贮罐；

(x) 钢筋。

这些钢种的开发构成了近30年来最重要的冶金发展之一，实质上是往低碳锰钢中以单个或组合加入少量钒、铌或钛（微合金元素）。这些元素与相应的热机械工艺（第5章）一起，使主要为块状铁素体钢（Honeycombe，1980）的屈服应力（σ_y）翻一翻，同时还改善韧性，可以得到 - 40°C 或更低的冲击转折温度（*ITT*）。微合金化高强度低合金高强度钢的发展非常成功，现在每年生产远超过6千万吨，相当世界钢产量的10%。

这些钢种所依据的冶金原理已充分研究，并在近20年来大量刊物和会议文献（Pickering，1984）中有很好记载。由于发展速度之快和工作数量之大，不可能在有限的讨论框架中吸收所有信息。作为本卷第1，2，5章和第9章补充的本章的目的是介绍微合金化低碳 HSLA 钢的一般情况，重点放在铁素体珠光体，针状铁素钢和双相组织钢种。

8.2 历史回顾

多少年来，HSLA 钢的设计已经发生巨大变化。从含0.3%C的普通碳素钢开始，对屈服强度，韧性或可焊性很少重视，设计依据抗拉强度，靠的是廉价的高碳成分。直到30年代后期，它们还是标准钢种。但是把锰提高到1.5%后，30mm 厚板的屈服应力由250MPa 提高到350MPa，这些钢用得很好，因为那时还不需要焊接。到40年代后期，焊接的应用和脆性断裂原因的认定，要求降低碳含量来提高 Mn:C 比（Barr 与 Honeyman，1947），这对于防止由正火或控制轧制产生的细奥氏体晶粒带来的贝氏体转变是有利的。

8.2.1 细晶粒钢的采用

·p.340·

50年代初，铁素体晶粒细化对屈服应力及延性-脆性转折温度的有益影响已经得到证实（Petch，1953，Cracknell与Petch，1955）。但是，锰通过降低奥氏体转变温度细化晶粒的意义还未被完全认可（Irvine等，1967）。新发展的组织性能关系的研究方法（Gladman与Pickering，1963）促进了具有比普通钢屈服强度高75—125MPa并有零下冲击转折温度的正火细晶粒钢的采用。

最初，用加Al－N来细化晶粒（Weister与Ulmer，1959）。后来发现其它晶粒细化元素铌、钒、钛等还起析出强化及提高屈服强度作用。铌是最初引起很大兴趣的合金元素，并且认为，只有在热轧状态而不是在正火后才能得到碳化铌的析出强化。后来才发现，奥氏体中碳化铌溶解的意义（Irvine等，1970）及由于奥氏体中高的碳化钒（VC）的溶解度产生的在析出强化的正火钢中钒的效能。

8.2.2 析出强化

在正火条件下，发现在铌钢中会产生晶粒细化，但是如果正火或奥氏体化温度为传统的 $Ac_3+30°C$ 时，则不会产生析出强化。随正火温度提高，析出强化会显著增加，但是以韧性的剧烈降低为代价。钒钢在从传统温度正火时会显示析出强化，但是冲击转折温度（*ITT*）不像铌钢从相同温度正火时那么低。由此确认了微合金元素的碳化物、氮化物在奥氏体中不同溶解度以及这些微合金元素碳化物、氮化物析出所采用机制的意义（Honeycombe，1986）。将在后面讨论这些析出作用。

8.2.3 控制轧制的发展

虽然铌钢在轧后具有粗大奥氏体晶粒，因此产生粗大的铁素体晶粒或针状铁素体转变产物，即贝氏体型组织，使其不具有良好的冲击性能，但是含铌半镇静钢具有高的钢锭收得率，在经济上是可取的。解决此问题的办法是用低终轧温度下的控制轧制，产生微细的再结晶的或拉长了的非结晶奥氏体晶粒，它们在冷却时转变成微细的多边形的铁素体晶粒，从而获得优异的屈服强度及韧性（Irvine等，1970；Phllips与Chapman，1966；Duckworth，1965）。已经进行了大量的深入研究来理解控制轧制的机制（Kozasu等，1977；Tanaka，1981；Kozasu 1988；Tamura等，1988）。发展还在继续，再结晶控制轧制是当前一个典型实例（Roberts，1984），其效能与新近开发的氮化钛技术有关（De Ardo，1988；Pickering，1990）。此题目也将在后面讨论，但是需要说的是传统控制轧制能够将屈服强度提高到450—525MPa，而 *ITT* 可降低到－80°C。

·p.341·

8.2.4 控制冷却的发展

控制冷却，也就是钢板或特别是热轧卷板的加速冷却的发展紧随控制轧制的发展之后。其缘由是随奥氏体至铁素体转变温度降低，铁素体晶粒也细化，从而改善屈服强度和韧性（低的 *ITT*）。此外，较低的转折温度还可以获得更为细小的微合金碳氮化物质

点，从而进一步提高屈服强度。加速冷却是众所周知的降低转折温度的方法（见第1章），（Morgan等，1965）。厚板的加速冷却比热轧卷板较难实现，因为避免变形需要高水平的工程技巧（Kamino等，1986），为此开发了复杂的压力淬火装置。钢板材料的加速冷却可以比较简单地通过空气循环、喷水或气雾冷却来实现，但是要注意防止过分的表面冷却及形成马氏体/贝氏体组织。

层流冷却广泛用于热轧带钢产品的加速冷却。这种方法是于30年前在英国开发的（Sigalla，1957），工业上首先是在生产窄带（400—450mm宽）的热轧带钢轧机的冷床上应用（Adcock，1962），但是现在广泛用于宽带轧机。装在冷床上方的喷嘴必需提供层流条件，比传统的喷淋冷却效果更好，此项工艺可以用于厚度到30mm的带钢来严格控制热带的卷取温度。这将在后面讨论。

8.2.5 低碳铁素体珠光体钢

还在60年代就已考虑到用超低碳的珠光体钢。由于经济上及生产上的困难，只能开发0.03%—0.08%的较高碳含量的少珠光体钢。尽管碳含量低，与大约1.5%Mn以及相应的晶粒细化元素一起，可生产屈服强度550MPa及冲击转折温度为-70°C的钢种（Phillips与Chapman，1966；Duckworth，1965）。非常低碳含量（0.02%—0.04%）也用于具有针状铁素体或贝氏体组织，这将在下一节中讨论。

8.2.6 针状铁素体钢

在50年代，低碳（0.12%—0.15%）贝氏体钢已在工业规模上与铁素体-珠光体HSLA钢同时发展。为了得到所需要的转变特性使在一个宽广的尺寸范围内空冷时生成贝氏体用了多种合金元素组合（Bardgett与Reeve，1949；Irvine等，1957；Irvine与Pickering，1957；Pickering，1967）。随碳含量和转变温度不同，可以得到450—950MPa的屈服应力值，比那时提供的铁素体-珠光体HSLA钢有一定优越性，但是韧性相当差，因此对贝氏体钢的兴趣减弱了，而合金含量较低及强韧性匹配较好的铁素体-珠光体钢得到了发展。后来认识到，大幅度降低碳含量可以非常显著改善韧性，屈服应力仅稍许降低，第一个开发的钢种（McEvily等，1967；McEvily与Magee，1968）含0.02%C，3%Ni，3%Mo—Nb，用铝处理，屈服应力为750MPa，其*ITT*为-75°C。

·p.342·

这些钢种对一般工程结构是不经济的，但是后来的发展（Smith等，1972；Coldren等，1973）导致开发工业上更有吸引力的含0.03%C，Mn—Mo—Nb合金，用于制造管线的热轧带钢。这种钢根据终轧温度和整体工艺可以得到完全针状贝氏体组织或者非常细的多边的铁素体组织。虽然它们具有中等的大约500MPa屈服强度，可是它们的*ITT*非常低。

无论显微组织是块状的或针状的，*ITT*与强度关系很大。因此将锰提高到了4.5%（Martensson，1971，1972），还有加铌和钒或单加钒来得到细晶的，析出强化的针状铁素体组织。用水淬可以得到最佳性能匹配。由于高锰钢加工上的困难以及不规律的冲击性能，曾经建议过其它化学成分，其中低锰含量可以用Cr—Ni，Cr—Cu—B或其它合金元素的组合来补充。这些钢种实质上是超低碳贝氏体钢，它们实际上不含自由碳化物，构

成针状铁素体钢基体。令人感兴趣的是在最近的工作中注意力再一次集中在贝氏体钢上（AIME，1990）。

8.2.7 双相钢的发展

用传统的微合金 HSLA 钢生产冲压成形件的企图之所以不成功在很大程度上是由于这软钢的延伸成形性差。将一种普通的含微合金元素钒以及较高氮含量（0.015%）的钢经过一定处理使成形性-强度配合得到改善，从而解决了上述问题（Rashid，1976；Hyami 及 Furukowa，1977；Davies，1978；Owen，1980）。后面将讨论这种处理方法，其实质是改变显微组织，由铁素体－珠光体变成铁素体含马氏体－奥氏体岛，即 M-A 组分。这种改变产生连续屈服以及塑性变形开始后高的加工硬化速率（$d\sigma/d\varepsilon$）。均匀应变（ε_u）提高大约 10%，断裂时的总应变（ε_T）也有相应提高，而高的硬化指数（n）使延伸成形性得到改善。这种钢可在冲床上用原来为低碳软钢设计的模具冲制多种汽车零件。但是还有回弹以及工艺控制方面的问题使双相钢没有获得最初期待于它的成功。可是这个发展是有重要意义的，因为有了高的加工硬化速率，在小的成形应变时即可得到与通常的 HSLA 钢屈服强度完全相当的 550MPa 的屈服应力值。

·p.343·

8.2.8 夹杂物形态控制

轧钢时非金属夹杂物的延伸引起塑性与由却贝平台能量（*CSE*）测得的韧性的各向异性（见第 2、3 章）。虽然硫化锰，多种硅酸盐及其它夹杂物都有此种作用，但是延伸了的共面的硫化锰（MnS）排列通常被认为是最有害的，因为它们促使横向试验方向的塑性及 *CSE* 值比纵向降低。大约 1965 年时已经认识到延伸了的或共面的夹杂物排列对热轧带板的纵向弯曲是非常有害的（Luyckx 等，1970；Korchynsky 及 Stuart，1970；Michelich 等，1971），并且引起厚钢板的高拘束焊缝中的层状撕裂（Farrar，1971）。

当变形温度降低，硫化锰相对于钢有更好的塑性（Kiessling，1968；Baker 及 Charles，1972），因此这些与各向异性联系的问题在通常于低的终轧温度进行控制轧制的钢中显得更为突出。但是这个问题已为夹杂物形态控制工艺的重要发展所解决，在此工艺中 MnS 夹杂的塑性靠加入锆（Michelich 等，1971，Little 及 Henderson，1971）、铈（Luyckx 等，1970 及 Henderson，1971）或钙（Hilty 及 Popp，1969）来降低，从而不会生成延伸的条带状夹杂物。这样就提高板厚方向的塑性，改善了其却贝平台能量值，降低这些性能的各向异性。锆与铈主要对改变硫化物有效。钙还改变铝酸盐的构成，并且预防生成不连续的偏聚质点的条带。这个题目后面还要提到，应该说在若干文献中（Pickering，1979；Wilson 及 McLean，1980）已有全面论述。

8.3 要求的性能与显微组织

8.3.1 微合金高强度低合金钢原理

降低成本推动了微合金化 HSLA 钢的应用。高强度钢能够用较小的断面承受工作负载，因此可以降低重量和使用较少钢材。如果微合金钢能够取代含量大的昂贵的镍、铬

或钼等元素的合金钢也能使成本降低。这种取代当然不适用于要求高淬透性的场合（见第7卷第1章和10章），可是微合金化HSLA钢最大幅度降低成本在于取消昂贵的热处理及在轧机加工状态即轧制状态使用，从而显著节约能量。轧态微合金化HSLA钢所具备的性能在许多方面与正火的或淬火回火钢材相当，但是避免了与热处理，精整，能量，脱碳，铁皮损失（氧化）等有关的成本。

开发这类钢种的基本原理一般可归纳如下：

(i) 用轧机加工的不需要单独热处理操作的微合金化钢来填补 $\sigma_y \sim 300$MPa 的简单的碳素软钢与 $\sigma_y \sim 850$MPa 的热处理低合金钢之间的空白。

·p.344·

(ii) 得到高的屈服强度以可能用较小断面钢材承受较高负载。

(iii) 用节能的轧机加工钢材降低加工成本并且得到比热处理材料较高的材料收得率。

(iv) 最少采用昂贵的和稀缺合金元素从而节约战略稀缺物资。

(v) 良好的可焊性。

(vi) 良好的抗脆性解理及低能塑性断裂能力，从而得到低的塑性-脆性转变温度。

(vii) 冷成形，特别是弯曲到一定程度的能力，轧制带钢和钢板的厚度方向的良好塑性和韧性。

(viii) 单位成本的最佳性能配比。

上述要求已经为两类主要的材料显微组织所满足：

a) 含铁素体-珠光体显微组织的钢种，是此次讨论的主题。

b) 针状铁素体组织，它们可以被看作是50年代早期开发的贝氏体钢的极低碳的变种。这些钢种不如铁素体-珠光体钢那么普遍，主要是由于它较高的成本。

双相显微组织钢种也可算作后一类，开发它们是为了提高成形性，目标主要用于汽车零件。

8.3.2 要求的性能

设计几乎完全是以屈服强度为基础，而不是抗拉强度。因此要求尽可能高的屈服强度，也要与其它性能协调。随钢种不同，屈服强度通常在450—600MPa内变化，但是更高屈服强度也是能够达到的。

重型卡车底盘用钢通常采用的冷弯所要求的塑性也与加工工艺特别与碳含量以及非金属夹杂物的体积分数有关，见图8-1（Pickering，1977，Pickering，1990b）。通常延伸率波动在30%—60%内，越高越好。

·p.345·

韧性一般用两种参数测定，采用却贝V型缺口试验（CVN），必要的是用50%断口形貌转折温度（*FATT*）表示的韧脆转折温度（*DBTT*）越低越好，为的是可以确保防止在使用中发生脆性解理断裂的可能。通常 *DBTT* 在 -40— -120℃内，但是与钢的碳含量有很大关系。第2个韧性参数，即却贝平台能量（*CSE*）应该尽可能高来防止快速塑性断裂。*CSE* 与碳含量及非金属夹杂的体积分数有密切关系，随这两种变数的提高而降低。此外，在任何给定测试温度下测定的CVN能量值取决于 *DBTT* 与测试温度的相对

位置。因此，通常报道在特定测试温度下的CVN能量值，而且此值在尽可能低的测试温度下越高越好。可是应该理解，这种报道韧性的方法对于完全塑性断裂可能不适用，实际上它是一种混合的塑性-解理断裂的结果。

8.3.3 显微组织剖析

为了确定满足所要求的性能必须的显微组织，需要了解显微组织及成分对性能的影响。在第5章和特别详细地在第2章中已经讨论了组织-性能关系。自然，只有较显著的特征将被考虑到。在这一部分，将仅涉及铁素体-珠光体及针状铁素体钢，双相钢的显微组织将在后面考虑。

图 8-1 硫化锰夹杂体积分数对铁素体珠光体组织 HSLA 钢断裂真应力的影响，表示塑性的各向异性

8.3.3.1 铁素体-珠光体显微组织

(a) 屈服强度

屈服强度 σ_y 通常用下式表示：

$$\sigma_y = \sigma_i + \sigma_s + \sigma_p + \sigma_d + k_y d^{-1/2} \tag{8-1}$$

式中，σ_i 为阻碍位错运动的摩擦应力，σ_s 为固溶强化，σ_p 为析出强化，σ_d 为位错强化，k_y 为位错钉扎项以及 d 为铁素体晶粒尺寸。

在特定情况下，可用下列定量关系：

$$\sigma_y\ (\text{MPa}) = 88 + 37\ (\text{wt\%Mn}) + 83\ (\text{wt\%Si}) + 2918\ (\text{wt\%N}_{自由}) + 15.1 d^{-1/2} \tag{8-2}$$

式中，d 为铁素体晶粒尺寸的平均直线截距。

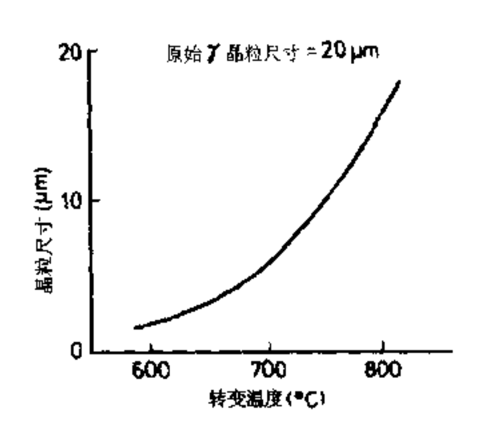


图 8-2 γ→α 转变温度对铁素体珠光体组织 HSLA 钢转变后铁素体多边形铁素体晶粒尺寸的影响

当低于0.20%C时，%C不影响 σ_y，因为珠光体在较低体积分数时不会调节屈服应力。碳之所以能做的是将连续冷却转变图推向较长时间区域，因此给予较低的转变温度，从而产生较细的铁素体晶粒尺寸。所以碳的影响包含在 $d^{-1/2}$ 项中。随 $d^{-1/2}$ 增加，屈服应力直线提高，所以高的屈服应力要求尽可能细的铁素体晶粒尺寸及尽可能高的锰含量。两种情况都是可能的，但锰含量通常不能超过~1.6%，否则在冷却时，在0.1%C钢中转变产生贝氏体，而不是铁素体-珠光体。这种情况既有损于屈服应力又有损于冲击转折温度（*ITT*），但是随碳含量降低和冷却速度降低，如在原断面中那

样，较高锰含量也是允许的。后面将能看到，可以用锰是因为它不损害韧性，由于它降低转变温度，因此细化铁素体晶粒尺寸。由图 8-2 可以看到典型的转变温度对铁素体晶粒尺寸的影响，用的是 0.1%C，1.0%Mn，0.2%Si 钢，原始奥氏体晶粒尺寸为 ASTM8 = 20μm。显然，当奥氏体晶粒尺寸减小时，此关系将移向较小铁素体晶粒尺寸，如下式所示：

·p.346·

$$d_\alpha = Ad_\gamma + B\ (\mathrm{d}T/\mathrm{d}t)^{-1/2} + C \tag{8-3}$$

式中，d_α 及 d_γ 相应为铁素体及奥氏体晶粒尺寸，$\mathrm{d}T/\mathrm{d}t$ 为冷却速度，A，B 和 C 为常数。

由上式可见，提高冷却速度会减小铁素体晶粒尺寸，由于相联系的降低转变温度。

对于固溶强度来说，硅和氮不是有利的元素，因为在后面将看到它们显著地提高 *ITT*，而它们的固溶强化作用不大，特别是氮在铁素体中的溶解度很有限。即使在铁素体中有 0.010%N 留在固溶体中，σ_y 也仅提高 ~30MPa。其它能产生固溶强化的溶质元素没有使用是由于：

(i) 除镍和锰外，大部分会提高 *ITT*，后面将会看到，而镍是昂贵的。

(ii) 如氮那样，间隙溶解的碳的溶解度很有限，因此强化作用非常小，韧性还降低。

(iii) 淬透性往往提高，因此转变温度降低，虽然铁素体尺寸可以小一些，影响是有利的，可是溶质元素带来贝氏体，使韧性降低。

(iv) 通常固溶强化影响是不大的。

铁素体用微合金碳化物或氮化物进行析出强化能够有效地提高屈服强度，并且用得普遍，因为对韧性的影响不十分有害。析出强化的强度取决于析出物的体积分数（f）及其直径（x），它们共同控制析出物的间距。如第 2 章中所示（Gladman 等，1971），析出强化可用下式表示：

$$\sigma_p = 5.9f^{1/2}\cdot\ln\ (x/2.5\cdot10^{-4}) \tag{8-4}$$

位错强化不用于提高屈服强度，钢种不会有意地进行冷加工来提高强度，虽然在使用中会用弯曲来成形。但是铁素体晶粒往往含有由 γ→α 转变带来的位错，而且转变温度越低，位错密度（ρ）越大。ρ 对屈服强度的影响可用下式表示：

$$\sigma_d = \alpha\mu b\rho^{1/2} \tag{8-5}$$

式中，α 为常数（~0.5），μ 为弹性切变模量，b 为位错的柏格斯向量。

·p.347·

在多边形铁素体形成的转变温度范围内，σ_d 非常小，不超过 45MPa。此外，从韧性角度，位错强化比析出强化较为有害，后而将看到。

扼要地讲，高屈服强度要求的最重要的显微组织参数是细的铁素体晶粒尺寸，在固溶强化元素中只有锰是可取的，但是总量不应超过 1.5%—1.6%。一定程度的析出强化可以采用，但是在这些低碳钢中用提碳来试图得到高屈服强度的做法是不可取的。

(b) 韧性

关于韧性，必须考虑两个方面，一是 *ITT*，它表示抗脆性解理断裂的能力，二是却贝平台能量（*CSE*），它表示抗低能塑性断裂的能力。

低碳的铁素体珠光体显微组织的 *ITT* 可用下式得到（Gladman 及 Pickering，1983）：

$$ITT\ (°C) = -19 + 44\ (wt\%Si) + 700\ (wt\%N_{自由})^{1/2} + 2.2\ (\%珠光体) - 11.5d^{-1/2} \quad (8\text{-}6)$$

可以见到，当铁素体晶粒尺寸变细，*ITT* 随之降低。铁素体晶粒尺寸细化是仅有的同时改善韧性的强化机制，所以细晶粒尺寸是铁素体珠光体 HSLA 钢的重要特征。除锰和镍以外的固溶元素都提高 *ITT*。间隙溶解的元素碳和氮特别有害。珠光体中的碳（见第1章）也提高 *ITT*，所以是有害的。析出强化同样提高 *ITT*，*ITT* 一般提高幅度为所观察到的 σ_p 提高每 1MPa 大约 0.25°C。位错强化也提高 *ITT*，所观察到的 σ_p 提高每 1MPa 为 0.4°C。在轧制面上增加 $\{111\}_\alpha$ 结构也提高 *ITT*，但是这个影响在热轧或正火薄板或中厚板中一般很小。最后，如果在热轧或正火钢材中产生任何粗大碳化物，这种情况相对少见，除非钢材经历消除应力退火，冲击转折温度也将提高，如果碳化物厚度 > 2μm，见图 8-3。在考虑针状铁素体显微组织韧性时，最后谈到的影响是重要的，将在后面讨论。非金属夹杂物对 *ITT* 的影响还没有很好确定，在本卷的第 2 章中已详细讨论过。

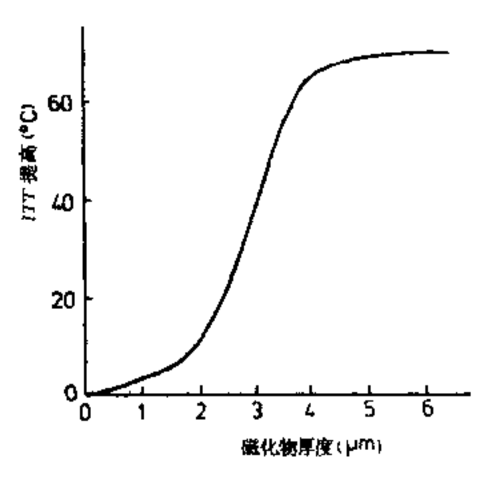


图 8-3　碳化物厚度对铁素体珠光体组织 HSLA 钢冲击转折温度的影响

·p.348·

要求高的 *CSE* 是为了减少低能塑性断裂的危险，此外，横向的特别是板厚方向的 *CSE* 必须足够高以防止焊接层状撕裂。*CSE* 随珠光体量增加而剧烈降低，见图 8-4；随

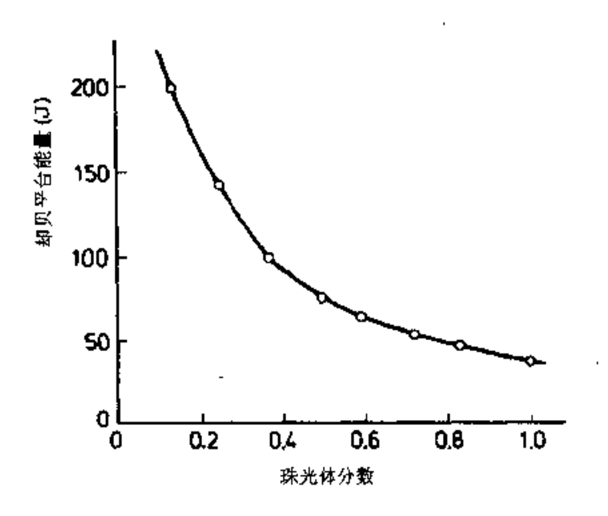


图 8-4　珠光体分数对铁素体珠光体组织切贝平台能量的影响

非金属夹杂物量增加而显著降低，见图 8-5。*CSE* 明显的各向异性，特别是钢板厚度方向的各向异性，已经被夹杂物形态控制，后面将述及。可是应该理解，夹杂物形态控制对 *ITT* 并不有利，后者实际上是提高了，见第 2 章。横向 *CSE* 可用下列方程来描述

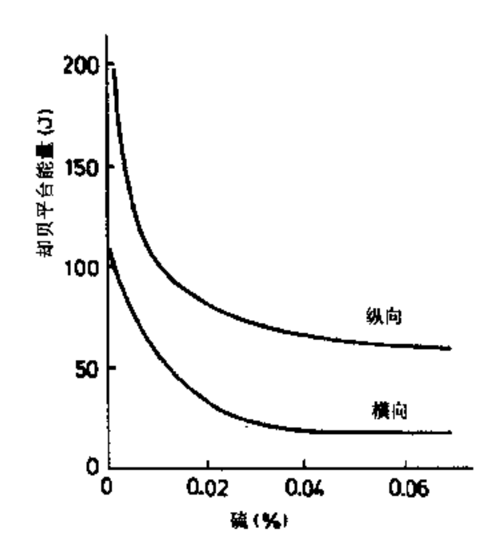


图 8-5 硫含量对铁素体珠光体组织 HSLA 钢却贝平台能量的影响，表示却贝平台能量各向异性。硫量与硫化锰的体积分数成比例

(Bucher 等，1968)：

$$CSE\ (\mathrm{J}) = 112 - 2.8d^{-1/2} - 0.18\sigma_p\ (\mathrm{MPa}) - 832\ (\mathrm{wt\%S}) - 43\ (\mathrm{wt\%p}) - 0.76\ (\%\text{珠光体}) + 107\ (\mathrm{wt\%Zr}) \tag{8-7}$$

增加珠光体（即 C %）和 S%有十分有害的作用，后者控制 MnS 的体积分量。锆的有利作用纯粹反应了夹杂物形态控制的作用，而 σ_p 的有害作用表明，当总的强度提高时，*CSE* 降低，这也许缘由于晶粒细化的轻微的负作用。铝也是有害的，因为铝脱氧生成的铝酸盐夹杂物降低 *CSE* 值。

(c) 塑性

在本卷第 2 章中已经讨论过，高的整体塑性的取得要靠低的碳含量，细的铁素体晶粒尺寸，最低限度的脆化溶质元素，其中磷和锡是特别有害的，以及最重要的是去除非金属夹杂物，即低的硫含量。夹杂物形态控制也是可取的，可以减小塑性的各向异性。珠光体的球化是有益的，但是采用额外的热处理是不经济的，所以不用球化退火。

(d) 可焊性

·p.349·

三个主要方面应该关心。第一方面是热影响区（HAZ）氢致裂纹，在第 16 章中予以讨论。产生此种裂纹的倾向由碳当量（*CE*）控制，后者描述了化学成分对钢的硬度、M_s 温度和淬透性的影响。高的 *CE* 值导致 HAZ 中硬的马氏体以及低的 M_s 温度和由此引起的氢裂倾向。有多种 *CE* 公式，典型的如

$$CE = \mathrm{wt\%C} + \frac{\mathrm{wt\%}\ (\mathrm{Mn+Si})}{6} + \frac{\mathrm{wt\%}\ (\mathrm{Ni+Cu})}{15} + \frac{\mathrm{wt\%}\ (\mathrm{Cr+Mo+V})}{5} \tag{8-8}$$

CE 值和碳含量对 HAZ 裂纹敏感性的影响示于图 8-6（Graville，1978），但是有报道说，如（8-8）式这样的方程式对某些现代极低碳钢种不太适用。不管怎样，技术已经发展了，得以用 *CE* 值，氮含量和焊接拘束因素来预示电弧能量，焊接速度和预热温度这样一些焊接参数。要再次说明的是这种预示对于极低碳钢种是不太适用的，但是可以采用特别为此类钢设计的 *CE* 公式（Bailey，1972)。

第二方面是焊缝凝固裂纹或热影响区熔析裂纹。这种裂纹缘由于熔析杂质在凝固焊缝金属粒状晶之晶或近缝的热影响区奥氏体晶界上的偏聚。一项回归方程被确定来预示产生这种裂纹的敏感性，如

$$
\begin{aligned}
\text{熔析裂纹指数} = & 230\ (\text{wt\%C} + 190\ (\text{wt\%S})\ + 7.5\ (\text{wt\%P}) \\
& + 4.5\ (\text{wt\%Si})\ - 5.4\ (\text{wt\%Mn})\ - 1
\end{aligned} \tag{8-9}
$$

化学成分是指凝固裂纹的焊缝金属的成分，包括焊缝金属成分以及由熔入的基体板引起的稀释效应。对 HAZ 熔析裂纹来说，用基体钢材的成分。此指数应越低越好来防止此类熔析形式的裂纹，说明要求低碳、低硫与磷以及低铌(它产生 γ/NbC 共晶)。因此重要的是低碳、低杂质钢。

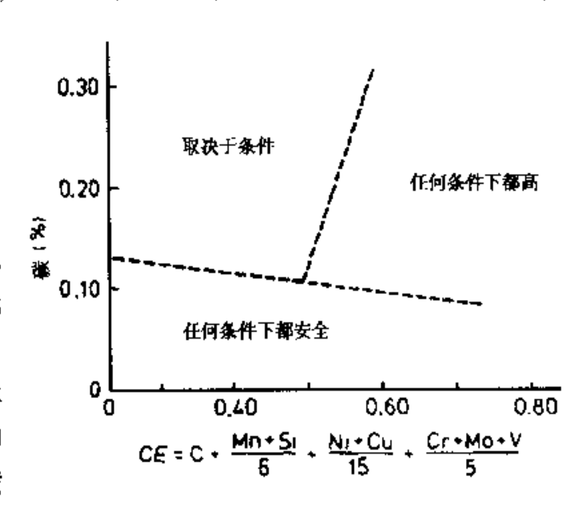


图 8-6　碳含量和碳当量对 HSLA 钢 HAZ 开裂敏感性的影响

第三方面是层状撕裂。这种裂纹缘由于平行于轧制面的夹杂物的延伸了的片状排列，它们降低板厚方向（短横向）的塑性。在对接接头上，焊接及收缩力产生厚度方向的拉应力，以及焊缝下的 HAZ 中沿轧制面上减聚的条状夹杂物的裂纹。减轻层状撕裂要求低夹杂物量，即低 S%，脱除氧化物夹杂以及添加夹杂物形态控制元素，它们能降低 MnS 夹杂的热塑性，因而不会产生 MnS 的片状排列，并且防止产生条状 Al_2O_3。

·p.350·

8.3.3.2　铁素体-珠光体高强度低合金钢的设计

从高的 σ_y 和低的 *ITT* 的最佳组合角度来说，这类 HSLA 钢的设计要求任何一种给定的强化机制或化学成分的单位 σ_y 增量，其 *ITT* 的变化应是越大的负值越好（Pickering，1977，1978a)。图 8-7 给出此参数的某些值，由图可见：

(i) 细的晶粒尺寸是重要的，越细越好。

(ii) 要避免珠光体，要求尽可能低的碳含量，能够达到规定所需要的转变温度，而氧化物的体积分数不太大。

(iii) 如果需要最少的韧性损失，强度的提高宁可用析出强化而不用位错强化。

(iv) 除锰和镍外固溶强化要避免。由于上面提到的理由，锰通常使用，但是要限制到 1.6%，但是镍不常用，因为它昂贵。

(v) 磷，自由氮及残余元素必须最低，由于它们有脆化作用。

(vi) 铝是有意思的，因为当它在固溶时提高 *ITT*，但少量的 0.04%左右将结合氮生成 AlN，从而去除氮而降低 *ITT*。此外，AlN 细化晶粒尺寸，从而继续降低 *ITT*。因此，铝处理钢对于取得低的 *ITT* 值是不可缺少的，也像对目前通常生产的连铸材料要求的完全脱氧是必须的那样。

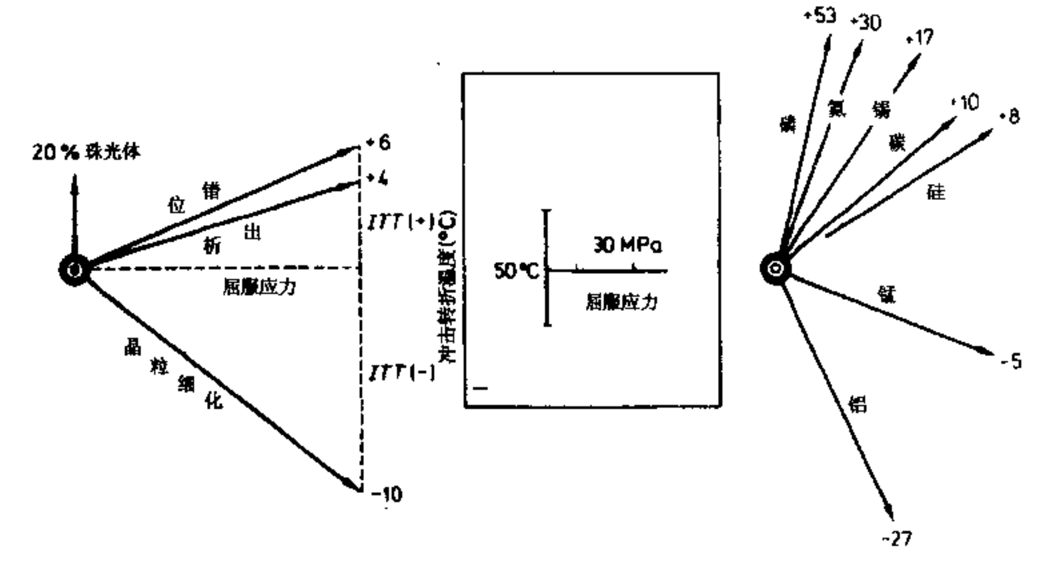


图 8-7 铁素体珠光体组织 HSLA 钢的强化机制，表示它们对冲击转折温度变化的影响。比例表示屈服强度（σ_y）提高 15MPa 引起冲击转折温度的变化

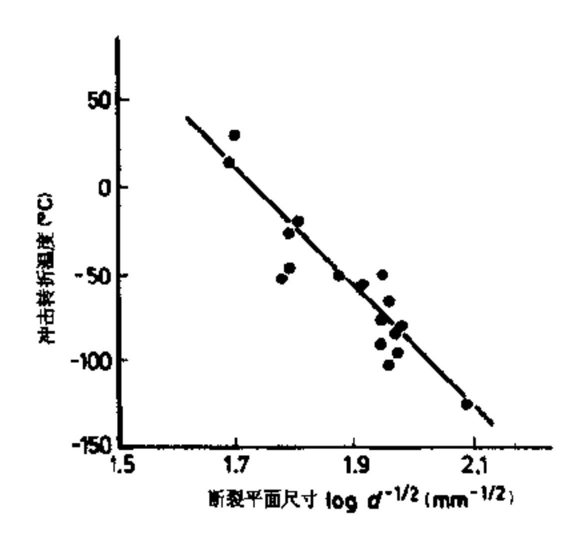


图 8-8 作为针状铁素体片量度的断裂平面尺寸对低碳针状铁素体（低碳贝氏体-马氏体）组织冲击转折温度影响

·p.351·

从 *CSE* 值的角度，主要的要求是减少非金属夹杂物，低的硫含量，低的碳含量，最低的析出强化以及夹杂物形态控制来消除 *CSE* 的各向异性。为了取得良好的总体塑性，上述一般特性也是需要的，所有讨论过的要求对于良好的可焊性同样是必须的。

现代的含有铁素体-珠光体组织的 HSLA 钢具有下列通用化学成分：0.05%—0.12wt% C，1.4%—1.7wt% Mn，0.25wt% Si（最高），0.008wt% P，0.002%—0.005wt% S，0.008wt% N（最高），0.02%—0.04wt% Al，并加入一种或多种微合金化元素铌、钒及钛，并加入锆，稀土或钙处理进行夹杂物形态控制。微合金化元素的作用将在后面讨论，通常加入的量如下：0.02%—0.06wt% Nb，0.06%—0.15wt% V，0.01%—0.05wt% Ti。目前推荐的钛含量范围是 0.01%—0.02wt%，而钙看来是最常用的夹杂物形态控制添加剂。当加入 0.12%—0.15wt% V 时，氮含量可以提高到 0.015%—0.020wt%。

8.3.3.3 针状铁素体显微组织

针状铁素体与低碳贝氏体有许多形态上的相似之处，后者由含高位错密度的板条状铁素体晶粒所组成。这些铁素体由受扩散控制的剪切转变形成（见第1章）。铁素体板条是以在所谓针状铁素体（或贝氏体）束中的一组组平行的板条形式出现的，而这样的束出现在某个给定的奥氏体晶粒之中。有些研究工作者认为，针状铁素体十分有别于低碳上贝氏体，但是这些区别更多是学术上的。在上贝氏体中，出现在铁素体板条中的碳化物具有脆化作用。关键的区别在于针状铁素体钢的非常低的碳含量，0.03%，它们有效地去除板条间的碳化物，从而获得显著改善的韧性（Smith 等，1972，Coldren 等，1973）。经常观察到，针状铁素体含马氏体岛，实际上产生一种双相组织，而且它们形成在稍高于上贝氏体的温度。由于针状铁素体几乎一直是由非常低含量的细的再结晶或薄的非再结晶的控轧奥氏体产生，由细的奥氏体晶粒或非再结晶奥氏体晶粒中的残余应力带来的向贝氏体转变的加速显然会产生高的转变温度。

这些组织是一类重要的 HSLA 钢的基础，它们广泛用于管线与结构，而同样的组织经常在低碳焊缝金属及热影响区中观察到。它们的组织-性能关系不像多边铁素体组织那样比较清楚（Whiteman，1977），很大程度上是由于这种组织的复杂性以及难于得到许多组织参数的定量测定。对这类钢的组织-性能关系已经作过综述（Gladman 与 Pickering，1983）。由于转变机制的关系，相间析出物的平面排列不会发生（Honeycombe，1986），析出强化由铁素体中的最大可能在许多存在的位错上的析出产生。

·p.352·

a）屈服应力

针状铁素体组织具有连续屈服多于不连续屈服。主要的强化作用来自晶粒细化，位错及碳化物析出或弥散强化，固溶强化作用较小。屈服应力随转变温度降低呈线性提高，因此必须用足够的合金元素来降低转变温度以获得所需的强度。很久就知道（Pickering，1967），屈服应力随 $d^{-1/2}$，也就是针状铁素体晶粒的细化以及碳化物质点数量的增加呈线性提高（Gladman，等，1971），可是针状铁素体晶粒细化的贡献少于屈服应力的50%。还有，由于碳含量低，针状铁素体之间的 Fe_3C 质点产生的碳化物弥散强化作用微弱。因此，由于转变的切变特征，位错强化起到重要作用，当转变温度低时更为特出。有关固溶强化在这类组织中的作用的资料很少，但是由于这些钢通常有较高合金含量，肯定会比铁素体珠光体组织中的作用要大，虽然不同元素的固溶强化系数对两类组织几乎是一样的。曾经提出过下列形式的方程（Whiteman，1977；Gladman 等，1977）：

$$\sigma_{0.2Ps}\ (\mathrm{MPa}) = 88 + 37\ (\mathrm{wt\%Mn}) + 83\ (\mathrm{wt\%Si}) + 2900\ (\mathrm{wt\%N_{自由}}) + 17.0 d_L^{-1/2} + \sigma_p + \sigma_d \quad (8\text{-}10)$$

式中，d_L 是针状铁素体晶粒的平均直线截距（mm），σ_p 是用方程（8-4）描述的析出强化部分，以及 σ_d 是用方程（8-5）描述的位错强化部分。

析出强化项包含由 Fe_3C 质点产生的低的值及由微合金碳化物/氮化物析出产生的可能是较高的值，所有的强化贡献都随针状铁素体转变温度的降低而增加。

（b）韧性

关于这种组织的韧性有一些不同的说法。某些研究工作者（Tanaka，1981）认为，100%针状铁素体具有高的 *ITT*，而当有少量非常细小的块状铁素体与针状铁素体混合时，可以得到最优的结果，可是这会稍许降低屈服应力。其他研究工作者（Baker，1978）认为，良好的韧性需要0.035%低碳含量的完全针状铁素体。可能这些分歧正好反映了碳对韧性的非常重要的影响。看来对混合的针状-块状铁素体组织没有给予什么注意，但是如果块状铁素体是粗晶的，韧性定会受损（Tanaka，1981）。

针状铁素体组织的 *ITT* 与铁素体板条束的尺寸或原始奥氏体晶粒尺寸有关，图 8-8，两者应该越小越好（Roberts，1970；Ohfani 等，1972；Woodhead 及 Whiteman，1973；Brownrigg，1973；Gladman 及 Pickering，1983）。因此，重要的是得到最细小的原始奥氏体晶粒。控制针状铁素体组织的 *ITT* 的因素的分析是依据下式（Gladman 等，1977）：

·p.353·

$$ITT\ (^{\circ}C) = -19 + 0.26\ (\sigma_p + \sigma_b + \sigma_d) - 11.5d^{-1/2} \quad (8\text{-}11)$$

式中，d 是高角也即板束晶界的平均直线截距，σ_b 是低角晶界也即针状铁素体板条晶界产生的强化。

高角晶界通过阻碍开裂扩展来提高屈服应力及降低 *ITT*，效果为屈服应力提高每 MPa，降低 0.7°C（Pickering，1978b），但是低角针状铁素体晶界在提高屈服应力的同时，也提高 *ITT*，因此降低韧性，这是因为它们不阻碍开裂扩展。如图 8-3 所示，任何粗大的通常为 Fe_3C 型式的碳化物都会脆化，但是在低碳针状铁素体钢中，这类碳化物很少。第 2 章中对针状铁素体组织进行了充分的讨论。组织因素对 *CSE* 影响的资料不多，但是提高碳及夹杂物含量肯定是有害的。

（c）塑性及可焊性

这两种性能是由与铁素体-珠光体组织相同的因素所控制的。

8.3.3.4 针状铁素体高强度低合金钢的设计

主要的要求是非常低的碳含量，以及原始奥氏体晶粒的细化。因此必须采用控制轧制。成分也是重要的，必须使块状铁素体转变得以充分阻止，从而在小于 25mm 断面中，于直接从轧制终了温度空冷后主要产生针状铁素体。此外合金含量必须是以降低针状铁素体转变温度以得到所需的屈服应力，面屈服应力确实可以这样用合金含量来控制。因此，淬透性的影响是重要的。

某些早期的这类钢种含 0.035%C，1.9%Mn，0.3%Mo，并加铌（Smith 等，1972；Coldren 等，1973）。有可能放宽加在铁素体珠光体钢上为了避免贝氏体形成而要求的锰的限制。在 >40mm 的断面上不能有效地应用控制轧制，因为会产生粗晶的块状与针状铁素体混合组织，自然，断面越厚，需要的合金含量越高，因为淬透性的影响是重要的。还可以采用加速冷却。

·p.354·

已经开发了许多其它的生产针状铁素体的成分，典型的有 0.06%C，2.5%—4.5% Mn-Nb（Martensson，1971，1972）及 0.03%—0.06%C，2.0%—4.0%Cr-Nb（Nevalainen 等，1976），后者还具有抗腐蚀和耐老化。所有钢种都含铌，它有益于在控轧时获得正确的组织，并且由 NbC 产生一定的析出强化，特别是在随后于 550—600°C 回火过程中。

在 4.0%Mn 钢中，碳含量可以高至 0.07%，而不致于损害韧性。这可能是由于在铁素体板条间，板条束间或在奥氏体晶界上有残余奥氏体缘故。这开辟了一种调节转变特性的可能性，使得在针状铁素体形成时还能保留部分奥氏体区域。这可以显著地改善韧性，因为这种组织与 9%Ni 低温钢以及近来开发的双相钢（Thomas，1981）的组织有类似之处。美国最近的研究工作表明，往针状铁素体钢中加铜重新开辟了利用时效硬化效应的可能性，就如在较高碳的贝氏体钢中那样（Pickering，1978a）。

在针状铁素体钢中，根据所用成分及工艺可以得到一系列的性能。已经报道了的屈服应力在 450—650MPa，而 *ITT* 在 -50— -120°C 范围。在 500—600°C 之间进行时效或回火能让这种组织消除应力，使连续屈服转变为不连续屈服，并提高屈服应力大约 100MPa。为了消除塑性及 *CSE* 的各向异性，能够并几经常采用夹杂物形态控制，此外低硫含量及去除脆化残余元素也是有益的。

8.4 可成形高强度低合金钢

8.4.1 冷加工及退火钢

冷加工及退火的薄带钢方面开发应用普通控轧的微合金化 HSLA 钢不多。这些开发工作中的大部分针对钒钢，经常含较高的氮量（Meyer 等，1977；Butler 与 Bucher，1978；Hudd，1977），含铌和钛的钢也有报道（Meyer 等，1977）。很久以前就已认识到，像钛及钒这样的微合金元素能够抑制应变时效（Pickering，1978a，Blickwede，1968），还已表明，如果超过化学当量比，那么这些钢可以被认为是完全无间隙原子的（Meyer 等，1977）。为了得到这种组织，要求加多量微合金元素或者非常低的碳含量（0.005%/0.02%），后者对于成形性是更可取的。可是，采用非常低的碳含量会导致过高的氧含量，其结果尽管碳低，由于氧化物夹杂量增加而使成形性降低。对于在大气中熔炼的钢，最佳碳含量约为 0.03%（Gladman 等，1970；Pickering，1972），但是如果低碳含量是通过真空处理获得的（Pickering，1972；Meyer 等，1977），不仅任何碳量时的整体塑性得到提高，而且最佳碳量降低到低于 0.01%（Gladman 等，1970），见图 8-9。

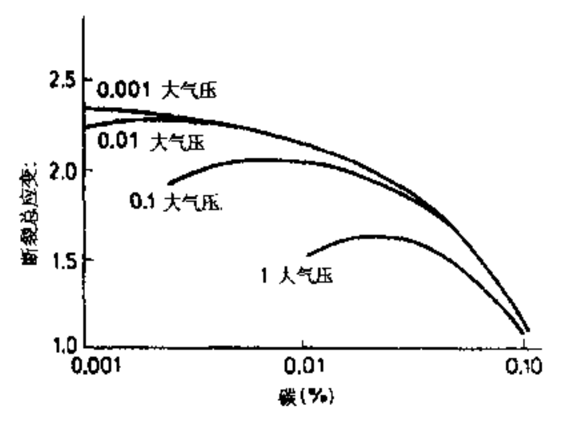


图 8-9 真空处理时降低压力及钢中碳含量对断裂时的总应变（ε_T）的影响

·p.355·

所生产的材料可以分为：

（a）高屈服应力（到 600MPa）并有良好成形性的冷轧退火带钢

微合金元素使冷轧带钢退火后晶粒细化，晶粒细化程度及强度的提高随钒氮乘积的增加而增加（Butler 与 Bucher，1978），冷轧退火状态强度随热带强度提高而提高，可能显示退火前的铁素体晶粒细小。这将提供较多的再结晶核心，与微合金碳化物/氮化物

的抑制晶粒长大作用一起产生较为细小的再结晶的铁素体晶粒。事实上，高的热轧强度以及微合金碳化物/氮化物析出引起的快速加工硬化说明，冷轧压下比通常的冷轧退火钢要低。由于在退火时延迟再结晶，微合金碳化物/氮化物析出可以通过给铁素体晶粒长大以较少时间来使再结晶的铁素体晶粒细化。因此这些钢可能仅为回复退火的。再结晶一旦开始，发展极为迅速，所以温度控制对于通过部分再结晶产生高强度非常关键。钛延迟再结晶比铌强［Meyer 等，1977，还要看下面的（b）所述］，部分再结晶工艺对钛钢更为可行。这可能是钛的碳化物比铌的碳化物更为细小弥散的结果。看来均匀延伸有倾向降低，这会降低延伸成形性。已经报道，织构及 $\bar{r}$ 值不比热轧带钢好（Butler 与 Bucher，1978），这可能是由于未能得到最佳的冷轧压下，还因为微合金碳化物阻止了相关优先取向铁素体晶粒的长大。据报道，在重析出强化钢中，不可能获得深冲优先取向。因此，这种材料可能不适合要求深冲的用途，但是适合做汽车表盘板以及其它的超深冲性能不太重要的用途。但是也许可能在热轧后加速冷却以至抑制析出，从而用能适应的连续退火工艺在析出之前得以再结晶，或许要用非常快速的感应式电阻加热。

·p.356·

（b）具有优化的深冲性及延伸成形性，但是屈服强度较低的冷轧退火钢

这些是所谓“无间隙原子”钢，同时也无应变时效，在这方面，钛和铌由于它们的碳化物/氮化物的低溶解度，比钒应优先采用。低的碳含量使这类钢成为过化学当量的，减少以间隙方式溶解的溶质，从而减少析出强化和降低屈服强度。在这类钢中，铌以 NbC 存在，比 TiC 析出更大程度上延迟再结晶，这是由于它的溶解度高，因此在铁素体中有更多的析出。可是，溶解的铌比溶解的钛在抑制再结晶上更为有效。据报道，$\bar{r}$ 值可以达到 1.8—2.2（Meyer 等，1977）。与铝处理的低碳钢相反（见第 7 章），加热速度对织构及 $\bar{r}$ 值的影响不大，可能因为低间隙原子含量和超饱和状态减缓析出，因而允许回复及可能某些再结晶在析出前发生。用低的一氧化碳分压的新炼钢技术（见第 3 章）可以容易地得到非常低的碳含量，使这类钢的生产在经济上可行。

8.4.2 双相钢

现今的 HSLA 钢优越的常规性能不能保证汽车部件冲压成形包括拉延成形所需的足够的冷成形性。因此必须改善性能方面的强度－成形性配合，这个问题在一定程度上已为双相钢的设计思路所解决（Rashid，1976；Davies，1978；Owen，1980）。目标是把铁素体-珠光体组织变成含马氏体-奥氏体岛，即 M-A 组成的铁素体组织。这种改变引入了连续屈服以代替铁素体-珠光体组织所具有的不连续屈服，以及塑性变形开始后即刻开始的高加工硬化率。加工硬化率随应变增加面降低，但是均匀延伸率提高～10%，断裂时的总应变也有同等程度的提高。这与加工硬化指数 n 的提高一起促使在成形极限图上向改善成形性的方向移动。这类钢可以在压机上及用原本为低碳钢设计的冲模冲压成保险杠、轮及底盘等汽车部件。此外，由于加工硬化迅速，较小的加工应变能够在部件中给出 550Mpa 的流变（或屈服）应力，这与一般 HSLA 钢的屈服应力相当。

8.4.2.1 组织-性能关系

许多描述双相钢的组织-性能关系的尝试（Davies、1978，Lagneborg，1978；Davies

与 Magee，1979）通常采用适合复合材料的模型。这些模型通常假定，硬的不能变形的质点（指 M-A 组成）随机地分布在软的铁素体基体上。此外对相之间的应变分配也作出了假设，并且认为只有铁素体及 M-A 组成的强度与体积分数控制抗拉强度，而不考虑 M-A 组成的尺寸及分布状况。可是，已经表明，后面这些因素在低应变范围有重要意义（Balliger 与 Gladman，1981；Lanzillotto 与 Pickering，1982）。此外，还有人尝试把双相钢的塑性同残留奥氏体（Cribb 与 Rigsbee，1979）及相变诱导塑性联系。

·p.357·

当 M-A 组成的体积分数由 0 提高到 1.0，抗拉强度直线上升。这已为 Pickering 讨论过（1984）。对抗缩颈产生因而对良好的延伸成型性有重要意义的均匀应变与铁素体晶粒尺寸无关，而当加工硬化速率相对于流变应力较高时达到最佳。用众所周知的包括在可变形基体上含有不可变形质点这类组织的强化和加工硬化理论（Ashby，1966；Brown 与 Stobbs，1971）已经表明，流变应力和加工硬化速率是可以精确预测的（Balliger，与 Gladman，1981；Lanzilloto 与 Pic kering，1982）。这已经被观察到了，尽管这些理论涉及的组织中不可变形的质点是随机分布的，而实践中观察到的马氏体区域大部分限于铁素体晶粒边界。马氏体区域通常还被冷却时产生的铁素体所分割，所以不与铁素体晶粒边界重合。这些理论也是适用的，因为已经表明 M-A 组成现确实像硬的不变形的质点，有实验证明，它们在应变没有显著超过均匀应变以前不会变形（Balliger 与 Gladman，1981）。流变应力和加工硬化速率是由 M-A 组成的体积分数和质点尺寸所控制的，这些理论预测，流变应力和加工硬化速率应该与 M-A 质点尺寸的平方的倒数成线性关系。

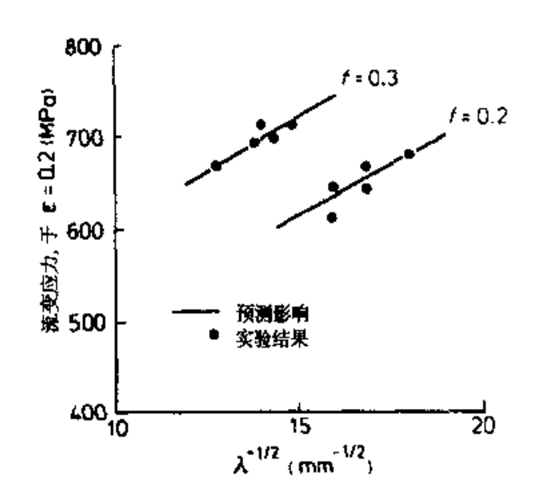


图 8-10　M-A 组成的体积分数（f）和 M-A 组成的质点尺寸（λ）对真实应变 $\varepsilon = 0.2$ 时双相钢流变应力的影响

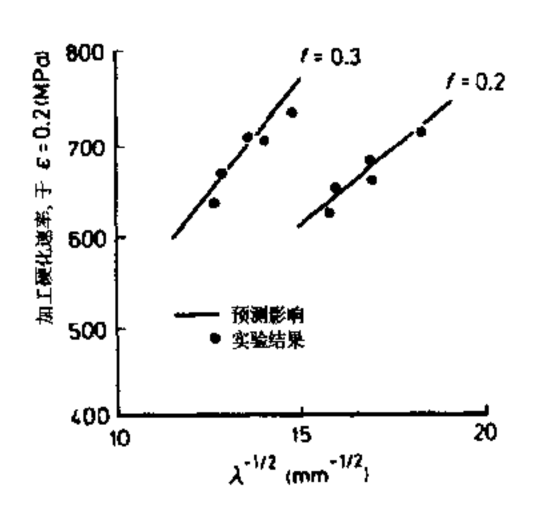


图 8-11　M-A 组成的体积分数（f）和 M-A 组成质点尺寸（λ）对真实应变 $\varepsilon = 0.2$ 时加工硬化速率的影响

·p.358·

如图 8-10 和 8-11 所示，当应变为 0.2 及 M-A 组成的体积分数为双相钢中典型数量时，流变应力及加工硬化速率的预测值（如实线所示）与观察值（如点所示）符合得极好（Lanzillotto 与 Pickering，1982）。重要的是，虽

然流变应力和加工硬化速率两者都随 M-A 质点尺寸细化而提高，而加工硬化速率的提高比流变应力要快一些。因此，均匀应变可以用细化 M-A 组成的质点尺寸来达到最佳，还可在一定程度上靠提高其体积分数来改善。这样可以得到高强度和良好的成形性。还已经表明，低应变时的高的初始加工硬化速率与冷却时奥氏体转变到马氏体时产生的位错有关。

当断裂是极限判据，如在弯曲情况下，断裂应变也是成形性的量度。已经表明，M-A 组成的开裂与应力有关，而且质点开裂所需的成核应变是断裂应变的重要组成部分。有工作表明，见图 8-12，随 M-A 组成的体积分数增加，断裂应变降低，但是随质点尺寸减小而更为显著地提高（Balliger，1983）。对于一定 M-A 组成的体积分数来说，减小质点尺寸伴随着 M-A 组成之间距离的减小。由于此距离在很大程度上为初始铁素体晶粒尺寸所控制，铁素体晶粒尺寸越小，则断裂应变越大，总延伸率越高。因此非常清楚，演变为双相组织的初始组织最好为非常细晶的铁素体-珠光体 HSLA 钢的组织。

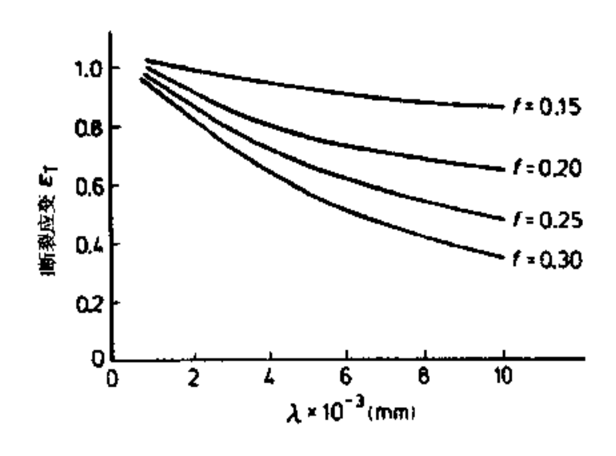


图 8-12　M-A 组成质点体积分数（f）和尺寸（λ）对双相钢断裂真实应变 ε_T 的影响

8.4.2.2　双相钢的设计

为了得到微细的 M-A 组成，要求在临界区退火时有高的奥氏体形核速率及低的奥氏体长大速度（双相钢的工艺将在后面讨论）。这就是为什么起始组织为高度细化的控轧组织时能够获得良好的结果，因为这种组织能够得到最大数量的奥氏体形核点。

另外还曾假设细小的微合金碳化物/氮化物析出能够钉扎 M-A 质点界面，通过抑制 M-A 质点长大保持质点细小。还有证据表明，含钒的双相钢中，提高氮能产生微细的 M-A 组成的质点。可以期待，用马氏体或贝氏体进一步细化原始组织对提供更多的奥氏体形核点，从面得到微细的 M-A 质点尺寸是有利的。近来的工作确实证明了这种假设，还表明流变应力，加工硬化速率及均匀延伸的提高完全符合理论分析。因此可以假设，用于临界区退火来生产双相钢的理想的商用材料将是尽可能微细的控轧的针状铁素体组织。

·p.359·

8.5　淬火回火高强度低合金钢

普通的 HSLA 钢已经多年在淬火回火状态下使用，虽然这意味着要增加一道热处理工序。由于除 VC 以外所有的微合金碳化物在普通的奥氏体化温度下都有限地熔解，因此在回火抗力方面不能期待有什么大的作用。所以微合金化元素的作用是使奥氏体晶粒

细化从而提高韧性。为了达到所要求的强度，钢中往往含少许高一点的碳以及合金元素来得到必须的淬透性。通过控轧后直接淬火也许而且能够得到好处（Roberts，1967；Duckworth 与 Baird，1969，Tither 等，1971；Pickering，1977），虽然这要求专门的装备。

热处理的钢板比较难于制成管线钢管，因为焊缝的组织和性能成问题。由于这些限制以及生产高强度高韧性的控制轧制钢板方面的约束及装备方面的限制，自然就引出了由热轧钢板制管，然后再热处理的尝试（Paxton，1981）。但是又遇到了钢管挠曲和变形问题，虽然用垂直热处理能够解决这个问题，但对于大批量钢管生产来说终究不是一种合适的工艺。一种可能的解决此问题的办法是采用水平钢管分段奥氏体化及淬火，即用感应加热有限长度钢管，然后进行喷淋淬火和回火。看来已经得到成功（Paxton，1981）。

采用感应加热或其它快速奥氏体化处理显然仍未被开发。这些可能的好处是缩短奥氏体化时间，较少晶粒长大，较少晶界钉扎质点长大，从而使奥氏体晶粒进一步细化，并且便于采用更高的奥氏体化温度来熔解更多的微合金碳氮化物，因而在奥氏体转变后有更大的析出强化效果。

既然淬火和回火肯定会增加额外的热处理成本，所以无法与热轧的或控轧的 HSLA 钢抗争，快速奥氏体化或许对厚板的正火有用，因为它们不能有效地控轧，或者对连续退火的卷板材料有用。

8.6 棒线材产品

·p.360·

混凝土钢筋是棒线材产品中最常用的一种，其强度通常是由碳当量，大约 0.3%C 决定的，碳高一些可以得到更高的强度（Sage，1976）。高强度还可通过不同冷加工来获得，但是除增加成本外，塑性及韧性都偏低。近年来，对较高强度（400—600MPa 屈服强度）及优良的塑性、韧性和可焊性的要求与日具增。自然，碳含量必须降低到 0.25%，甚至为了便于焊接还要降低到 0.15%。为了抵消由于降低碳含量引起的强度降低，要采用微合金化，在这方面钒看起来是优先选择，经常还提高钢中氮。铌钢也已采用。晶粒细化，再加上析出强化能将屈服强度提高到所需要的范围。这些性能可以通过降低钢坯加热温度到 1100—1150°C，还有降低终轧温度来达到。对于含钒微合金钢，用低的再加热温度之所以可能是因为 VC 和 VN 易熔解，在 8.7.1 节将予以讨论。已经发现，随钒含量提高，强度不断提高（见图 8-13），一直可以提高到 0.18%V，在低碳含量时，有较强的析出潜力，因为此成分接近化学当量，（见 8.7.1 节），虽然还有报道说，某些析出强化是由 VN 析出所引起的。尽管氮含量高，当 V∶N > ~4 时（见图 8-14），钢还是能够抗室温应变时效，这对于抗震混凝土结构是重要的（Erasmus 与 Pussegoda，1980）。Tempcore 工艺是采用控轧后控冷所作的进一步改进，实质上是将从棒材轧机出来的棒材继续热处理。在此工艺中，当棒材离开最后机架时，通过高压水快速冷却使表面层部分地转变成马氏体，中心仍保留为奥氏体。然后棒材离开水冷装置，随后空冷，表面马氏体被回火。然后棒材在冷床上冷却，奥氏体芯部在低温下转变成微细的铁素体-珠光体组织。调节工艺可以改变在焊接钢中所能得到的不同强度。

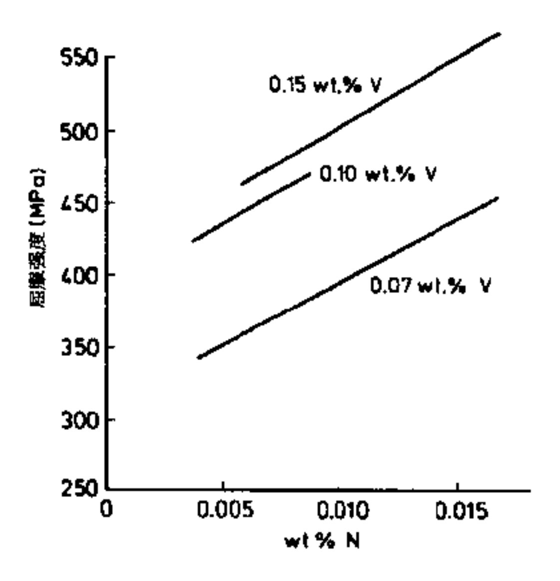


图 8-13　钒和氮含量对热轧 HSLA 钢屈服强度的影响

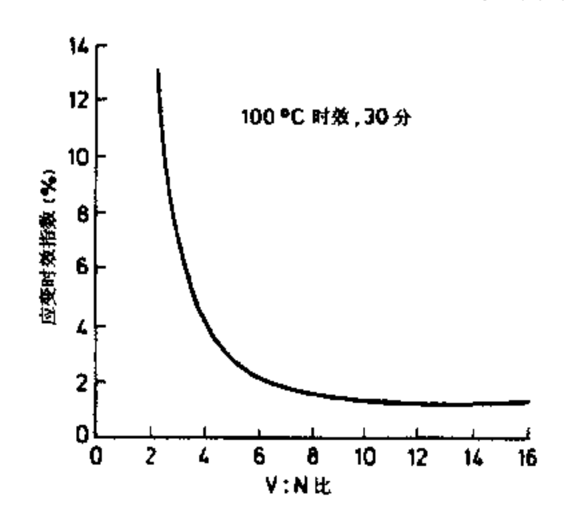


图 8-14　HSLA 钢中钒氮比对应变时效强度（指数）的影响

8.7　微合金元素的作用

微合金元素铌、钒或钛被单个地或复合地加入到实际上是碳锰钢中，生产出 HSLA 钢。这三种微合金元素有极不相同的作用（Paulas，1990），是由于它们与碳和氮有不同的亲和力，而不同的微合金碳化物/氮化物在奥氏体和铁素体中有相差甚远的溶解度以及各种微合金碳化物和氮化物有不同的析出动力学。

·p.361·

微合金元素加入钢中为了两个目的，即晶粒细化及析出强化。两种作用都是由微合金碳化物，氮化物或碳氮化物的析出引起的。晶粒细化可以通过析出质点钉扎晶粒间界获得的，譬如在正火钢中或轧钢前加热要求的晶粒细化，还有靠热加工过程或延迟奥氏体再结晶时由应变诱导产生的析出，此时奥氏体在“有条件”的冷却时转变成极为微细的铁素体晶粒。强化作用是由微合金碳化物/氮化物于 $\gamma\rightarrow\alpha$ 转变时在铁素体中析出，也

即相间析出（Honeycombe，1986），或转变完成以后的析出产生的。这些铁素体中的析出还能阻碍转变时或转变后的铁素体晶粒长大，所以还有间接的晶粒细化作用。必须强调，在奥氏体中析出的微合金碳化物/氮化物不会引起强化。

8.7.1 固溶作用

微合金碳化物/氮化物在奥氏体中的溶解度依下列次序递增：TiN，NbN，TiC，VN，NbC，VC，而在铁素体中的溶解度也依同样的次序，其溶解度比在奥氏体中约小两个数量级。通用的溶解度乘积方程为

$$\log\,[\mathrm{M}]\,[\mathrm{X}] = -\frac{A}{T} + B \qquad (8\text{-}12)$$

式中，[M] 和 [X] 分别为微合金元素的重量百分数及在 T 绝对温度下溶解在奥氏体中的碳或氮，A 和 B 为常数。

表 8-1 中列举了若干典型的微合金碳化物和氮化物的溶解度方程，在图 8-15 中用溶解度乘积与 $1/T$ 的线性关系表示了若干固溶作用。像方程（8-12）这样的方程具有一个最有意思的特征，即当钢中含有的 M 和 X 量对于特定的碳化物或氮化物来说相当于化学当量比时，溶解度与温度的关系为最大值（Wadsworth 等，1976）。所以在化学当量成分时，对于给定的奥氏体化温度其过饱和达到最大，因此析出的体积分数达到最大。从图 8-16 可以看到，在化学当量比时，析出强化作用达到最高值。

表 8-1 典型的微合金元素碳化物和氮化物的溶解度方程

碳化物/氮化物方程		参考文献
TiN	$\log\,[\mathrm{Ti}]\,[\mathrm{N}] = -8000/T + 0.32$	Matsuda 和 Okumura（1978）
TiC	$\log\,[\mathrm{Ti}]\,[\mathrm{C}] = -10475/T + 5.33$	Narita（1975）
NbN	$\log\,[\mathrm{Nb}]\,[\mathrm{N}] = -10230/T + 4.04$	Williams 等（1984）
NbC	$\log\,[\mathrm{Nb}]\,[\mathrm{C}] = -6770/T + 2.26$	Gladman 等（1977）
VN	$\log\,[\mathrm{V}]\,[\mathrm{N}] = -7840/T + 3.02$	Roberts 和 Sandberg（1985）
VC	$\log\,[\mathrm{V}]\,[\mathrm{C}] = -9500/T + 6.72$	Narita（1975）
AlN	$\log\,[\mathrm{Al}]\,[\mathrm{N}] = -6770/T + 1.03$	Gladman 等（1977）

·p.362·

8.7.2 晶粒细化

晶粒细化的实质是抑制晶界迁移和晶粒长大。可以通过二种途径实现。一是晶界溶质偏聚，对移动的晶界起摩擦拖曳作用。这种作用相对很小。二是晶界钉扎质点，减少晶界面积从而减少总晶界能量。后一种作用是最重要的。

Zener（1948）首先提出钉扎质点的半径（r）和体积分数（f）与晶粒半径（R）的关系式

$$R = (4/3)\,r/f \qquad (8\text{-}13)$$

后来又出现了许多比较复杂表示方法（Hellman 与 Hillert 1975；Hillert，1988），其中特别令人感兴趣的是，Gladman（1966）导出一个临界钉扎质点半点（r），大于它时，晶粒边界成为非钉扎的，由此晶粒发生长大。此临界质点半径在很大程度上取决于质点的体积分数及晶粒尺寸的不均匀性

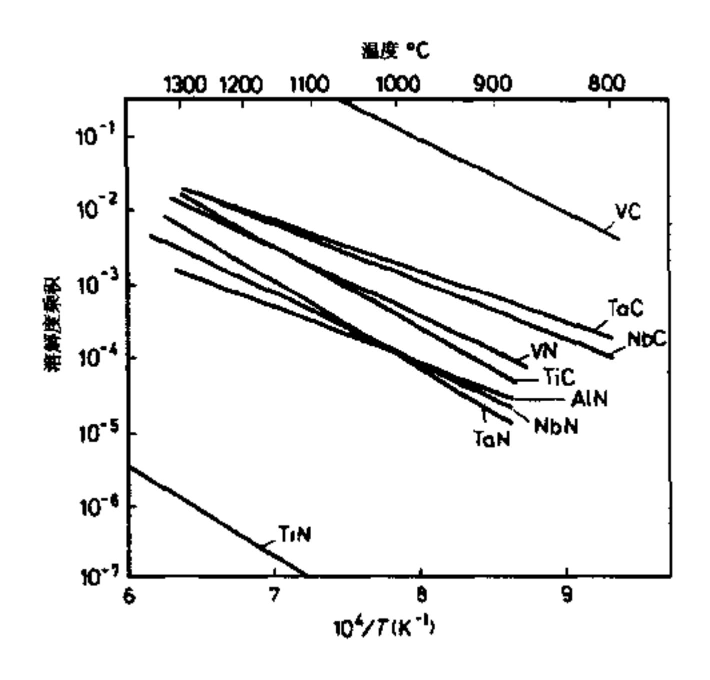


图 8-15 奥氏体中微合金碳化物氮化物的溶解度关系，包括 AlN 的溶解度

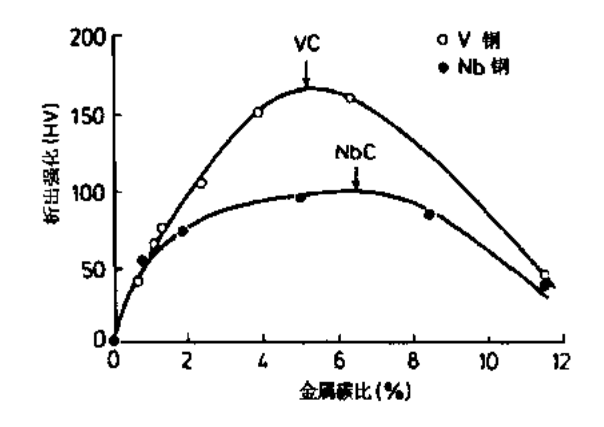


图 8-16 HSLA 钢的金属：碳在轧制状态析出强化的影响，表示在析出碳化物化学当量比时达到最大强化

$$r_c = \frac{6Rf}{\pi}\left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z}\right)^{-1} \tag{8-14}$$

式中，R 为基体晶粒半径，Z 为晶粒尺寸不均匀性系数。

·p.363·

方程（8-14）描述有关不规则晶粒长大或二次再结晶的开关状态，可以用作预测晶粒粗化温度模型的基础（Gladman 与 Pickering，1967）。所有现今的模型都预示，最有效的晶粒边界钉扎及最细的晶粒尺寸需要最细质点尺寸的钉扎质点的最大体积分数，见图 8-17。很清楚，质点尺寸是最重要的，取决于它们产生的条件以及任何热处理的时间和温度。因为需要细小质点，那些于低温时在固态奥氏体中析出产生的质点将是最有效的，而在液态或凝固时产生的质点将大得多，所以对一定体积分数质点来说，其晶粒细化效果要差一些。很明显，快速凝固及快速的凝固后冷却（PSCR），如在连续铸造过程

中那样，将产生最细小尺寸的质点，见图 8-18（Sage 与 Cochrane，1988）。

如果晶粒尺寸在高温奥氏体区域仍需保持细小，如热轧再加热时，特别是再结晶控轧（RCR）工艺所要求的那样，有二个条件是必需的：

（i）钉扎质点的体积分数必须保持大量，即钉扎质点只能少量溶于奥氏体。

（ii）钉扎质点在所要求的温度时只是非常慢速长大。

如 Gladman 与 Pickering（1967）所示，上述二种影响产生高的晶粒粗化温度。所以，钉扎质点的溶解度越低，其长大越缓慢，则晶粒粗化温度将越高，不足为奇的是这种预示完全为实验所证实，见图 8-19（Speich 等，1984；DeArdo，1988）。图 8-19 还说明加入钛靠 TiN 析出对抑制奥氏体晶粒长大的巨大效果，这部分地解释，为什么在再结晶控制轧制钢中用钛微合金化。

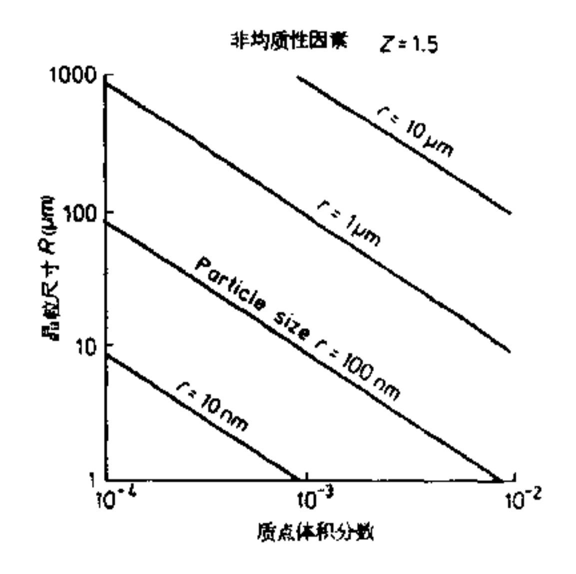


图 8-17 晶界钉扎质点体积分数和尺寸对晶粒尺寸影响，采用 Gladman（1966）晶界钉扎模型

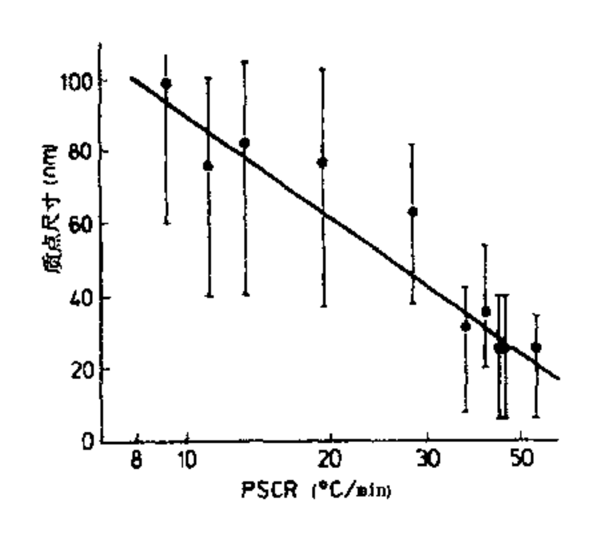


图 8-18 凝固后冷却速度（PSCR）对含少量钛的 HSLA 钢中 TiN 析出质点尺寸的影响

·p.364·

在热处理时，析出物按 Ostwald 机制长大，这种质点粗化必须防止，如果奥氏体晶粒长大在轧制加热时及轧后要抑制的话。下式描述质点的粗化（Wagner，1961），还见第 5 卷第 4 章：

$$r_t^3 - r_0^3 = \frac{86D\,[M]\,V}{9RT}\cdot t \qquad (8\text{-}15)$$

式中，r_t 为时间 $=t$ 时的质点半径，r_0 为时间 $=0$ 时的质点半径，σ 为质点-基体界面的表面能，D 为相关原子的扩散系数，[M] 为相关原子在基体中的浓度（溶解度），V 为质点的克分子体积，R 和 T 相应为气体常数及温度（K 绝对温度）。

此式的一个最重要的特征是溶于基体并与钉扎质点平衡的微合金元素浓度 [M]。因此，质点粗化可以用低的 [M] 值，还有低的 D 值来减小，对于大多数微合金碳化物/氮化物钉扎质点，σ 及 V 无多大区别。这样，低的溶解度及热动力学稳定性促使 TiN 成为微合金碳化物/氮化物中最能抗质点粗化，因而是最有效的晶粒边界钉扎相。有可能进一步提高 [M]，从而减少钛原子由溶解到长大质点的扩散流，靠提高氮含量，以至 Ti:N 比成为明显的过化学当量（Pickering 1990a）。需要数量级为 0.01%—0.02%的非

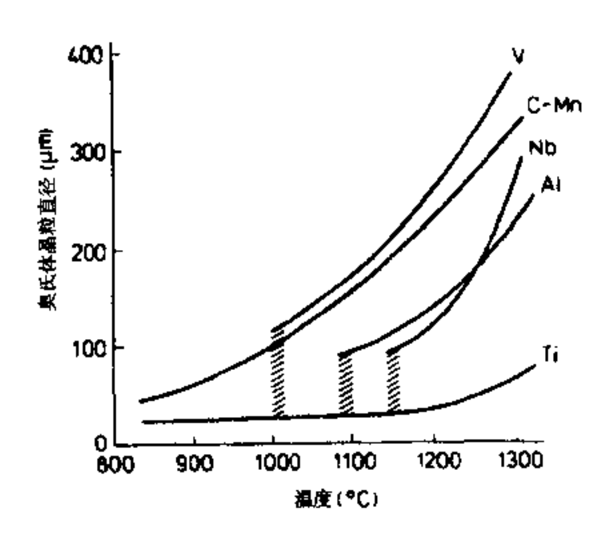


图 8-19 各种微合金元素对 HSLA 钢奥氏体晶粒长大及晶粒粗化温度的影响

常少量钛，否则 TiN 将在凝固前或凝固中析出而成大的质点，它们对晶界钉扎的效果是较差的。如第 3 章所述，用现代炼钢技术能够得到少量并且精确控制的钛加入量。

如图 8-18 所示，快速凝固及提高凝固后冷却速度能使 TiN 质点尺寸微细，连续铸造与锭铸工艺相比有显著的优越性。这可用下列事实来说明（Carlsson 等，1980；Roberts，1984），在 220mm 方的连铸方坯中的 TiN 质点尺寸为 8nm，而在 10t 钢锭中则为 62nm。连铸坯的晶粒粗化温度比锭铸要高出 200°C 左右。

由热机械工艺适当处理的奥氏体转变后的铁素体的晶粒细化将在后面叙述。在第 15 卷第 9 章中可以找到晶粒长大及其抑制过程的完整描述。

·p.365·

8.7.3 析出强化

如已指出，析出强化的强度可用（8-4）式来描述。在本卷的第 2 章中对此问题已进行了充分的讨论，可以看到，在其它条件相同情况下，析出强化的强度随析出物体积分数增加和质点尺寸减小而提高。综合影响列于图 8-20。通过变化工艺条件得到各种质

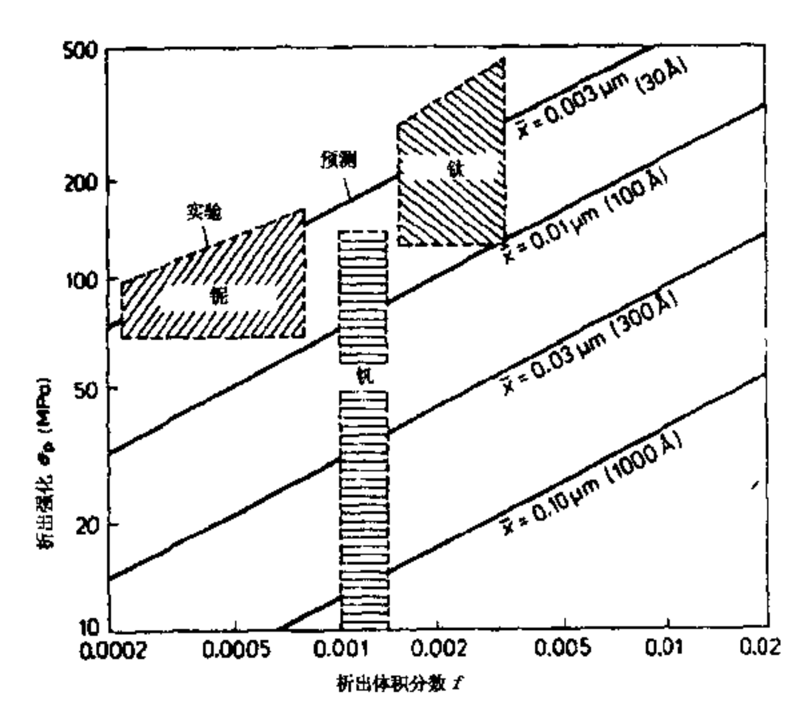


图 8-20 析出尺寸（$\bar{x}$）和体积分数（f）对 HSLA 钢析出强化（σ_p）的影响

点尺寸，通过变化化学成分产生各种体积分数，从而得到图上的数值范围。在铌钢中起强化作用的析出物主要是 NbC，而在钛钢中主要也是 TiC。由于奥氏体中 TiC 的溶解度有限，靠 TiC 强化需要比最佳晶粒细化要求的 0.01%—0.02%更高的钛的加入量以及更高的奥氏体化温度。因此，在许多钢中加入钛石主要为了析出强化，虽然有些特例后面还要讨论。另一方面，由于 VC 的溶解度高得多，加入钒主要是为了析出强化，而且不像 NbC，溶解度以及析出潜能在很大程度上受碳含量限制。此外，VC 强化还可用提高氮含量来增强，如图 8-13 所示，或者通过附加的 VN 析出，或者通过氮溶于 VC 中成为 V（CN）。钒生成氮化物优先于碳化物，特别在高温时，但是即使当提高氮含量时，有足够的 VN 会溶于奥氏体中，产生更强的析出强化。另一方面，由于 NbN 的溶解度低，甚至比 TiC 还更不易溶解，铌不与高氮共用，因此析出强化潜能有限。一般来说，微合金碳氮化物的析出强化潜能随它们在奥氏体中溶解度的提高而增强。

·p.366·

对于任何给定工艺条件来说，析出强化强度在某一化学成分时达到最大，此时 M:X 比相当于所析出的碳化物/氮化物的化学当量比，见图 8-16，其理由在 8.7.1 节中已讨论过，但是影响析出强化的另外重要特征是 γ→α 转变温度，它在冷却速度提高或热轧带钢卷取温度降低时将降低，见图 8-21，它还显示在一种 0.09%V 钢中提高氮含量的影响，降低转变温度产生较微细的析出物以及较强的析出强化。对于在 γ→α 转变过程中产生的相间析出，当转变温度降低，析出片之间及析出片中的析出物之间的距离都要缩小，见图 8-22（Balliger 与 Honeycombe，1980，Honeycombe，1986）。转变后冷却速度慢时，析出物粗化，这会使铁素体晶粒长大，这是所不希望的，因为这导致屈服强度降低，*ITT* 提高。如前所述，VN 和富氮的 V（CN）的长大速度大大低于 VC，见图 8-23（Balliger 与 Honeycombe，1980），几乎同样的是所有微合金氮化物比相应的碳化物长大较缓慢。另一方面，当冷却速度足够快，转变温度降低到了析出被抑制，虽然铁素体晶粒还可继续细化。尽管铁素体晶粒细化，但由于丧失析出强化，屈服强

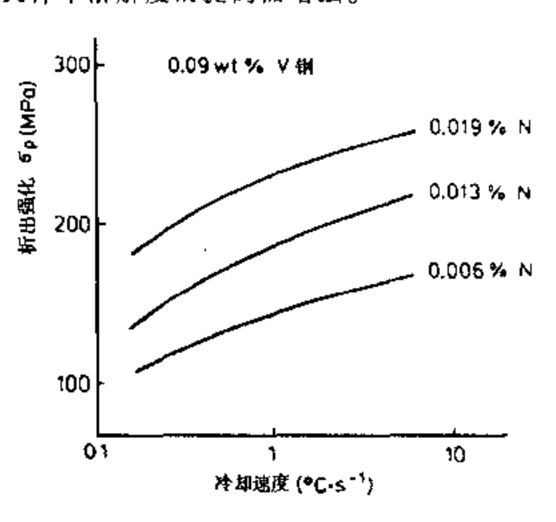


图 8-21 冷却速度对含 0.09%V 及不同氮含量 HSLA 钢析出强化（σ_p）的影响

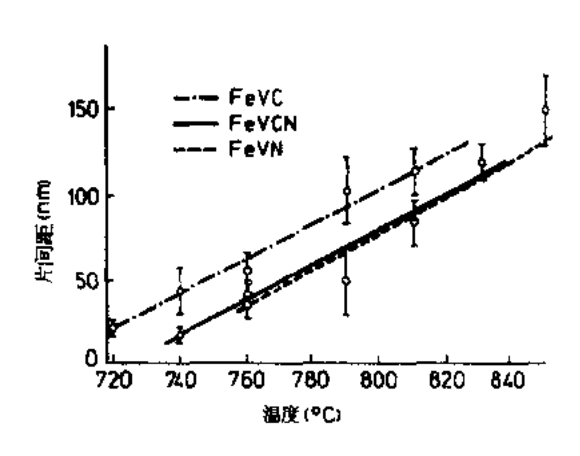


图 8-22 转变温度对含 0.02%—0.05%C，0.26%—0.29%V 及到 0.032%N 的 HSLA 钢相间析出片间距的影响

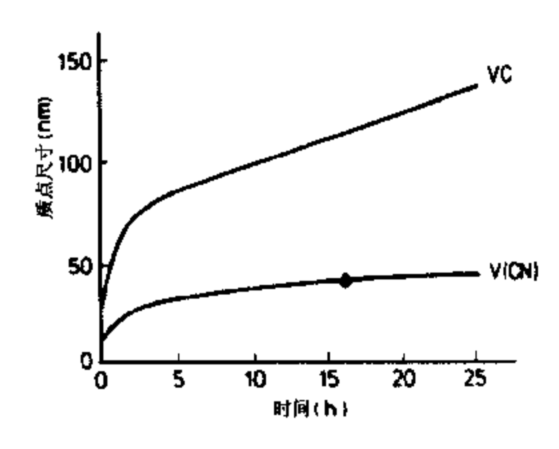


图 8-23　铁素体中 VC 及富氮 V（CN）析出在 790℃转变后的粗化

度还是降低。降低转变温度以取得最佳的析出强化是在 1.5%Mn HSLA 钢中的应用之一。但是微合金元素本身，尽管它们在 HSLA 钢中含量不高，可以凭借它们对钢的淬透性的影响，对降低 γ→α 转变温度起作用（Pickering，1984）。此种作用很难量化是因为对不同量的所采用的微合金元素来说，元素以一定程度偏聚到奥氏体晶界这种情况与碳和氮含量有关，还因为晶界钉扎加剧晶界偏聚及由此产生的淬透性影响（Garbarz 与 Pickering，1988；Garbarz，1990；Adrian，1990）。铌及特别是钒对增加淬透性非常有效。

·p.367·

Meyer 等（1986）及 Paules（1990）已经撰文综述了微合金元素的作用，Korchynsky（1990）则对各种微合金元素引起的析出作用做了概述。图 8-24 表示各种微合金化 HSLA 钢正火状态下能够达到的屈服强度和 *ITT* 的通常匹配，而图 8-25 表示碳、锰、铌对控制轧制钢板的这类性能的影响。微合金加入元素对热轧时再结晶的影响将在后面讨论。

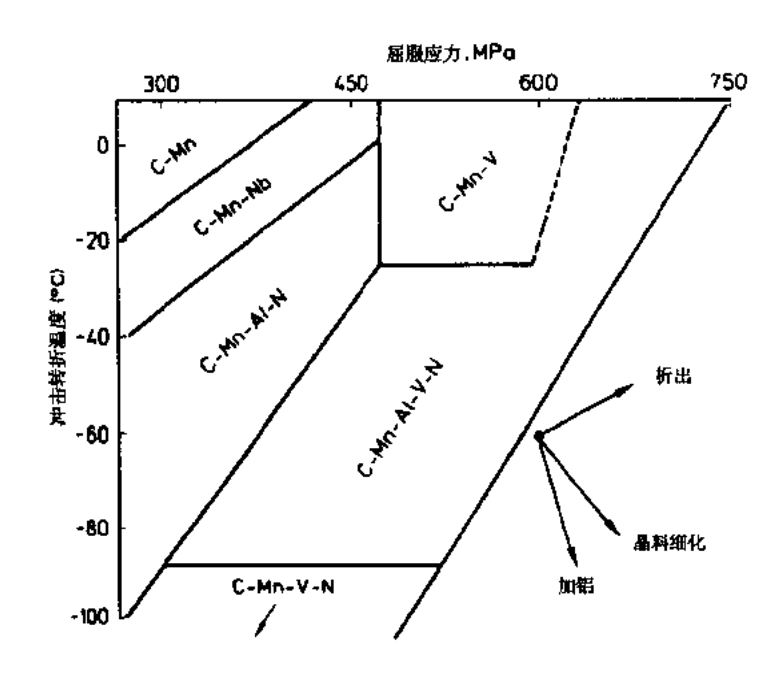


图 8-24　加入低碳锰钢中的各种微合金元素对正火状态的屈服强度及冲击转折温度配合的影响

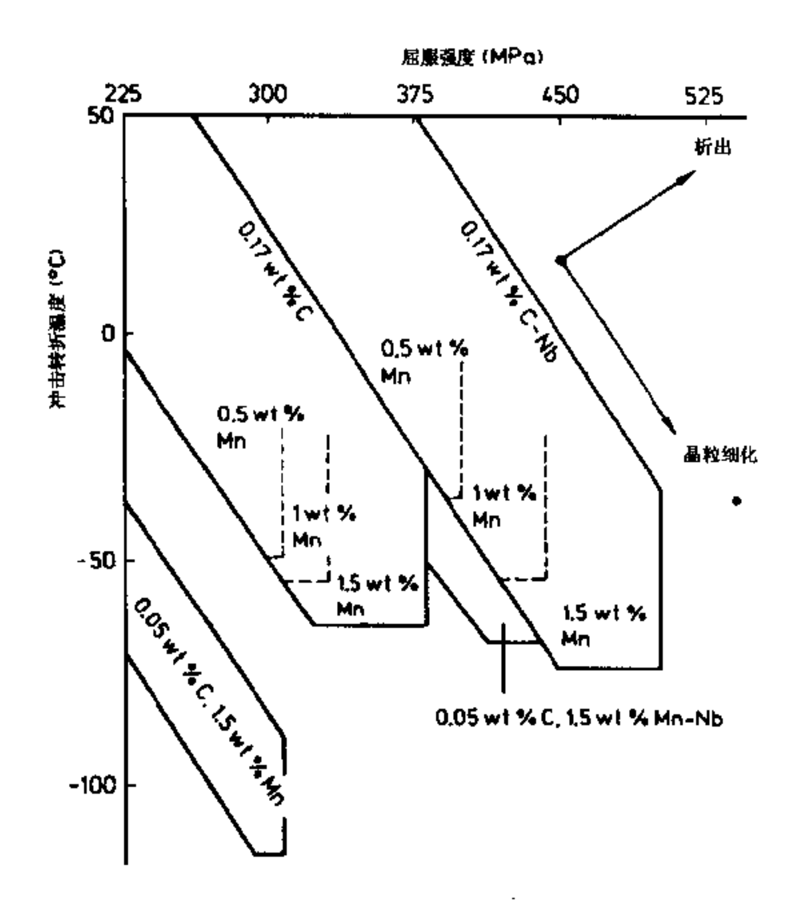


图 8-25 锰、碳及铌对控制轧制 HSLA 钢屈服强度及转折温度配合的影响

8.8 炼 钢

现代炼钢方法在第 3 章中已经详细论述，所以在本节中仅概述若干要点。

在 HSLA 钢生产早期，钢锭浇铸是通常的工艺，因此流行的铌微合金钢具有优越性，因为它们可以制成半镇静钢，由于铌的低的脱氧潜能。连铸的出现及用钒和钛作微合金元素要求采用镇静钢，铝是脱氧剂。生产现代微合金钢的通常工厂流程可以是下列中任意一种：

·p.368·

(a) 高炉，碱性氧气炼钢，连铸，如在大型联合企业中所用流程；

(b) 冷装料电弧炉炼钢，连铸，如在小型钢厂中所用流程。

在两种炼钢流程中，无论碱性氧气工艺初炼或电弧炉工艺冶炼之后，都要经过钢包精炼、钢包喷吹、真空除气等工序以去除杂质，最有效地加入进行微合金化及夹杂物形态控制的添加剂。在这方面，多年来已经有了重要进展 (Iron and Steel Institute, 1972; Swedish Institute for Metals Research, 1981; Metals Society 1983; AIME, 1987)。

·p.369·

用真空技术或低的 CO 分压来生产超低碳钢是为了把有害的氧化物夹杂减至最少，从而使断裂应变增至最大，见图 8-9。由此产生的深度脱氧还可以比较精确地控制少量

微合金的加入，取得重现性较好的回收率。对成形性及可焊性有利的去除氧化物夹杂得益于将涡流理论应用到钢包搅拌及浇注系统的设计及连铸中间包的隔墙（Szekely，1979）。这促使夹杂物更快聚合及上浮而去除。由于氧化物夹杂从钢液中的去除主要靠钢渣捕集或耐火衬料的吸附，调整氧化物的成分以得到能促进上述过程的表面能已经产生了较完善的脱氧工艺。在连铸中，采用结晶器内电磁搅拌使夹杂物离开结晶器壁来改善表面已经产生积极的效果。结晶器下的电磁搅拌可以减少中心偏析及取得具有较小枝间空洞倾向的更为密实的产品。此外，密闭浇注或惰性气体钢流保护已经显著地提高钢的纯净度。

虽然现时的钢产量的60%—70%是用连铸生产的，而且对 HSLA 钢来说，此百分比还要超过，但是还有相当比重的钢种是用钢锭工艺生产的。钢锭生产工艺中靠采用锭模保护渣、冒口合成剂、热顶瓦等来改善表面状况，减少偏析及缩孔以及提高钢锭收得率等许多进展目前已用得不错。

8.8.1 微合金元素的影响

通常，从炼钢角度来说，微合金化的 HSLA 钢生产并不困难。可是，各种微合金元素与钢中碳、氮、氧和硫的亲和力在向钢包添加，浇铸及凝固时必须加以考虑。

铌与液态钢中的氧或氮没有强的亲和力，所以它可以加入到具有广泛脱氧程度及凝固速率的钢水中。铌在最初的半镇静的 HSLA 钢中的应用就是这么来的。Nb（CN）在柱状晶界的 Nb（CN）析出以及在纯净情况下作为柱状晶内 γ - NbC 共晶的产生引起众所周知的在大约 750°C 时塑性的降低（Meyer 等，1986；Paules，1990）。这导致连铸时的表面开裂及漏钢，由于拉坯时产生的弯曲应用。此种影响可以用有效的结晶器下冷却来避免（Hammer 与 Simon，1984），加少量钛看来也是有益的（Paules，1990）。铌与硫没有大的亲和力，所以不用于夹杂物形态控制。

钒，像铌那样，在液态钢中没有强的脱氧作用，但是由于它的碳化物/氮化物的溶解度比铌的碳化物/氮化物要大，因此对应变诱导析出较不敏感，所以热塑性的降低比铌要较少一些。在连铸时不会引起严重的开裂问题。此外，因为它不是强烈的硫化物形成元素，不同于夹杂物形态控制。

·p.370·

钛与氧、氮及硫，同时也与碳有强的亲和力，所以除非钢水经过深度脱氧，例如用铝脱氧，钛的回收率将是很低而且变化不定的。需要用惰性气体保护液态钢流来抑制钛被空气所氧化及引起的钛“贫化”。钛的氧化物还会沉积在连铸机的计量水口上，引起周知的所谓水口堵塞（见第 3 章），但是这些通常在 $>0.05\%$的较高钛钢中。曾有报道，可以用钙或稀土处理来减少，如对由氧化铝引起的水口堵塞那样。钛与硫有强的亲和力，高于 0.05%Ti 时能够生成钛硫化物。所以它已被用来进行夹杂物形态控制。由于钛是非常强的氮化物形成元素，当钛含量高时，在液态钢中，凝固之前或凝固过程中就能产生粗大的 TiN 质点。这些粗大的 TiN 质点对晶粒细化或析出强化是不起作用的，有时还被怀疑损害塑性、韧性和切削加工性。甚至在低钛钢中于低凝固速率时也能产生相当大的 TiN 析出，在这种条件下可能产生严重偏析的柱状晶间液态区域，此区域由于钛和氮分配到剩余的液态钢中而富集这些元素。因此，如在连铸中那样的快速冷却速率对

产生为非常细的奥氏体晶粒及高的晶粒粗化温度所需的弥散 TiN 析出是必要的。

由于大多数向钢中加入微合金元素的铁合金，如铌铁、钒铁和钛铁的熔点比通常的液态钢水的温度要高，需要把这些加入物溶入钢中，而不仅是熔化。为了完全和均匀溶解，需要有足够的时间和充分的液态金属搅拌。Nitrovan，一种钒的碳氮化物，是加钒及经常与此微合金元素一起使用的增氮的方便的添加剂。通常于出钢时经过用铝完全脱氧后将微合金元素添加剂加入钢包中，并用钢包搅动来帮助溶解和均匀化，这可以用钢包中液态金属的惰性气体搅拌来实施。喷吹方法，特别是以规定速度向钢包中喂包芯线的方法对于精确而又有控制的添加用得很流行，对于非常易氧化的元素，如钛，还有钙等非常有效。

8.8.2 夹杂物形态控制

前已谈到，*CSE* 及塑性随夹杂物体积分数增加呈指数下降。还有，平行长度方向测试的拉长夹杂物比垂直平面方向测试的片状夹杂物有更高的塑性。从而产生显著的 *CSE* 及塑性的各向异性，见图 8-1 和 8-5，结果导致周知的厚度方向塑性及平台能的降低。这种作用仅限于塑性断裂场合，这里夹杂物最有害，由于它们或通过夹杂物界面脱离或质点开裂而诱发空洞。结果是焊缝下的层状撕裂和卷板弯曲时的纵向开裂。同样的作用还可用断裂韧性数据来说明，如图 8-26 所示，当夹杂物的延伸增加，裂纹扩张位移降低。

·p.371·

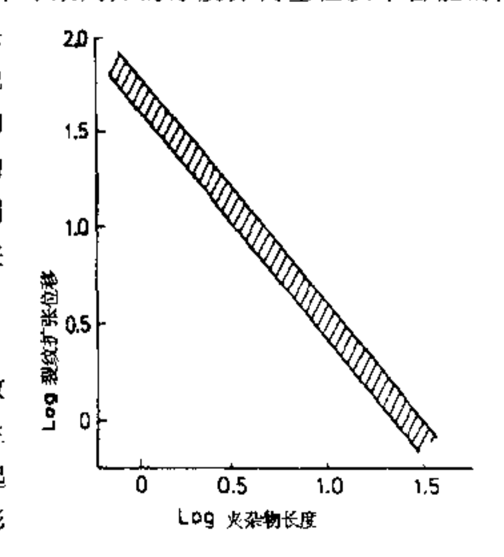


图 8-26 含硫化锰夹杂钢的夹杂物长度与裂纹扩张位移的关系

最为有害的作用是由局部的高体积分数的拉长了的共面排列带状或片状夹杂物产生的，细小的孤立的不变形的夹杂物不会引起各向异性。例如，在热加工时剧烈塑性变形的夹杂物是最有害的，特别是当它们在铸态成串形成的时候。Ⅱ型 MnS（见第 3 章）就是这种有害夹杂物，它们在铸态钢中以柱状晶间类共晶弥散物存在，轧钢时形成高度延伸的共面排列。在铝脱氧钢中形成Ⅱ型 MnS 夹杂，所以在 HSLA 钢中是典型的。因为钢中含 MnS 通常多于氧化物，一般认为 MnS 产生主要问题，虽然必须强调，成串的氧化铝及拉长的硅酸盐夹杂也会导致塑性及韧性的各向异性以及焊接时的层状撕裂。大部分有关夹杂物形态控制方面的工作都集中在硫化物夹杂（Banks 与 Gladman，1979，Wilson 与 McLean，1980），这在很大程度上构成以下讨论的基础，但是对氧化铝的变性处理也将述及。

MnS 在热加工时与钢比较可塑性是非常好的（Baker 与 Charles，1972），而Ⅱ型 MnS 又是各种 MnS 形态中塑性最好的。此外，MnS 塑性与钢基体的差距随热加工温度降低而增大，因为随温度提高，基体流变应力降低比硫化物要大，所以，在高温时，基体比硫化物更易变形，而在低温时则反之。因而对低终轧温度控轧的 HSLA 钢来说，硫化物

形态控制是十分必需的。在 Pickering (1979) 的文章中已经讨论了 MnS 的各种类型，它们的产生以及它们在热加工时的塑性。

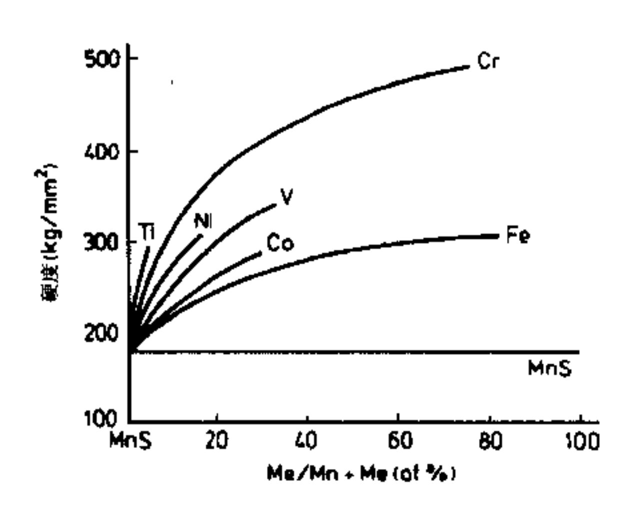


图 8-27　用第一过渡区元素对 MnS 的固溶强化

因此，问题在于：

(a) 如何重新分配Ⅱ型 MnS 夹杂成为孤立的质点，使之不形成平面排列。最好的办法是把 MnS 变成另外的硫化物，它在铸态钢中不会形成共晶弥散物。

(b) 如何最大程度地降低 MnS 的塑性，或者通过用其他元素固溶硬化，或者把 MnS 改变成难变形的合金硫化物。

为了把 MnS 变成难变形的硫化物，用作夹杂物形态控制的添加剂与氧、氮和碳的亲和力必须小于硫，而且形成的硫化物具有比 MnS 大的热力学稳定性。有多种可能性，能用的主要元素是锆、钛、钙及稀土元素。为了降低 MnS 的塑性，合金添加剂必须能溶于 MnS，还能使其固溶硬化，使它难以变形。如图 8-27 和 8-28 所示，许多元素能溶于 MnS，并且引起固溶硬化，钛、钙和锆是典型例子 (Kiessling 与 Lange，1978；Leung 与 Van Vlack，1981)。当一种相当强硫化物形成剂加入到完全替代 MnS 的合金硫化物时，合金硫化物必须比 MnS 难变形得多。情况正是如此，因为高度稳定的合金硫化物的熔点比 MnS 要高得多。实际上 CaS，TiS，ZrS 及稀土金属的氧硫化物在热加工温度时都是不变形的。

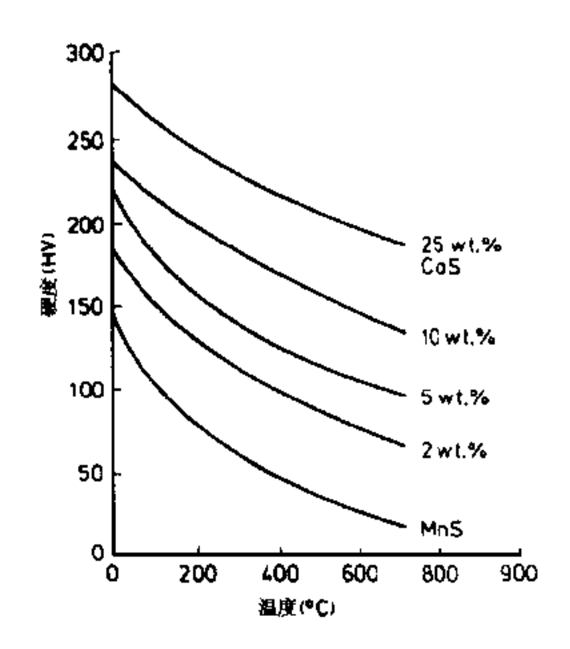


图 8-28　溶于 MnS 夹杂中的 CaS 的固溶强化

·p.372·

为了限定有效的硫化物夹杂形态控制添加剂，需要有某些准则：

(a) 所形成的硫化物必须有比 MnS 更负的形成自由能，而且所加入元素形成硫化物必须比氧化物、氮化物或碳化物更容易一些。硫化物必须有高熔点；

(b) 所形成的硫化物必须不生成对热加工、焊接等有害的低熔点相或共晶物；

(c) 所加的元素必须容易溶解在液态钢中，并且具有足够低的蒸气压，不至于气化生成有毒气体。同样，硫化物不应易挥发而生成有毒气体；

(d) 所加的元素必须使用方便经济，即有高的重现性好的回收率；

(e) 所加的元素必须能够可控制地加入到液态钢中而不会产生激烈的反应；

(f) 合金硫化物必须成孤立的弥散分布的质点而不是成团。

为了把夹杂物形态控制添加剂引入液态钢中，采用了多种技术（见第3章）：

(i) 将添加剂装缶投入到钢包底部；

(ii) 用喷枪和惰性气体载体将添加剂深注入钢包中；

(iii) 在钢锭底注时，在惰性气体保护下将添加剂加入到中心注管中；

(iv) 以包芯线将添加剂注入钢包或中间包。

·p.373·

用钙、锆、钛或稀土金属对硫化物进行夹杂物形态控制目前对传统的 HSLA 来说已是常事，锆和稀土添加剂对消除 *CSE* 各向异性的效果示于图 8-29。当前加钙已十分广泛应用，因为现代钢包工艺和喷吹技术已能克服 Ca 在液态钢中低溶解度和高蒸气压的困难。目前能够取得重现性较好的钙的加入和回收率。钙还能有效地进行钢的脱硫（Wilson 与 McLean，1980），达到当今需要的低硫含量。非常低的硫对用于酸性油井环境的管材降低其氢致开裂是必须的（Paxton，1981），因为硫对焊缝氢裂敏感性有害。看起来当有不断供应的氢时，低硫是有益的，可是在氢的来源有限时，必须有较高的硫（Pickering，1990b）。太高的硫还会导致焊缝及热影响区液化开裂。用钙进行夹杂物形态控制用于在酸性气体环境中易于产生氢致开裂的材料中，因为这将防止延伸了的夹杂在其顶端产生应中集中。

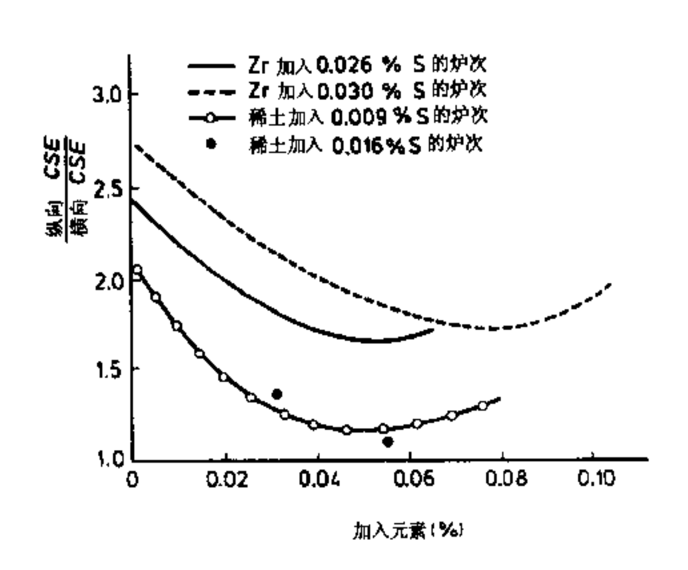


图 8-29 锆和稀土添加剂对 HSLA 钢却贝平台能量各向异性影响比较

目前，硫化物形态控制已用得很好，但是这也许是一种短暂的工艺，因为用非常低硫可以得到同样效果，见图 8-1 和 8-5。用喷射高脱硫能力的石灰-氧化铝-萤石渣粉进行廉价的脱硫（Turkdogan，1983）可能会使硫化物形态控制成为不必要，但是如此低硫含量钢的切削性能对某些用途是否可以接受还是有疑问的（Kiessling，1980）。尽管已经有了夹杂物形态控制方面的专门技术，出人意外的是关于钛、锆、钙及稀土硫化物或氧硫化物在热加工时的塑性知道得不多，除了说它们是很大程度上不可变形。但是通常这些硫化物是 MnS 含溶于其中的形态控制元素，它们在热加工时具有不同程度的塑性。有资料表明（Pickering，1984；Pickering，1990 b），溶解于 MnS 的钙显著地降低其塑性，见图 8-30。含钙的 MnS 夹杂的不同塑性，尽管它们的大小仅有几个微米之差别，是同

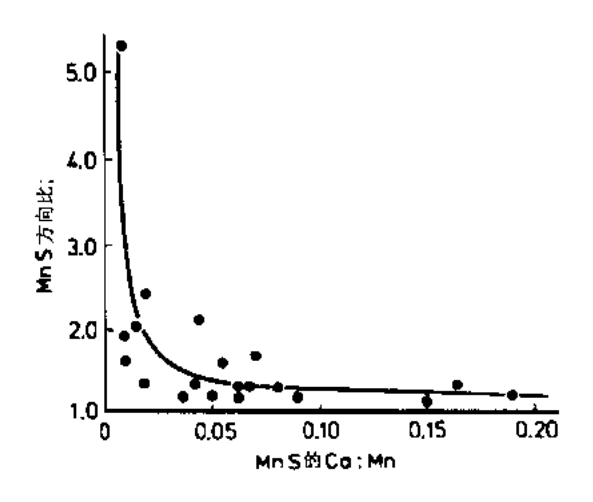


图 8-30 MnS 夹杂中钙锰比对热加工时的变形性的影响，表示钙所产生的固溶强化

在凝固的最终阶段进入柱状晶间钢液的钙、锰及硫的不同分配相联系的。(Pickering, 1990 b)。

·p.374·

加钙还有一个重要好处是它们能够改变有害的成串形成的 Al_2O_3 夹杂，形成较孤立的和球状的钙铝酸盐，如果能够适当地控制钙的加入使能产生比较有益的低熔点的铝酸盐。这种氧化铝变性处理已经用来防止对铝（以及钛）处理钢来说如此普通的水口结瘤，虽然其机制，特别是对先前用铝脱氧钢的钙处理的机制还不很清楚。可是现在已经知道，钙铝酸盐，往往与较多的钙硫化物一起，在产生水口结瘤方面与氧化铝同样有害。解决此问题的办法是保持夹杂物的体积分数越低越好，也就是说低氧和硫含量，并且从铝、钙和硫方面调整脱氧，使得固态的 Al_2O_3，CaO，$6Al_2O_3$ 及 CaS 型夹杂绝不产生。通过水口、钢包和中间包的设计来控制经过水口的金属流动也是有益的。

8.9 加工工艺条件控制

HSLA 钢加工工艺的目标是使奥氏体转变产生尽可能微细的铁素体晶粒来获得最高的屈服强度及最好的韧性和塑性。与此同时，微合金碳化物/氮化物必须在转变中或转变后析出，在最小牺牲韧性的情况下进一步提高强度。加工工艺包括轧前加热，奥氏体的控制轧制及轧后的控制冷却。所有这些过程互相作用，决定最终的析出强化的铁素体显微组织。

8.9.1 热机械加工与控制轧制

为了得到最细的铁素体晶粒，要求经热机械加工的奥氏体在转变过程中应具有高的铁素体形核速率和低的铁素体长大速率。此外，微合金碳化物/氮化物的形核和长大也是非常重要的。实际上，形核和长大现象是热机械加工的核心，因为它们也用来控制热加工时的再结晶（Le Bon 与 Saint Martin，1977；Tanaka 等，1977；Kozasu 等，1977)。

·p.375·

得到所需的微细铁素体晶粒要求微细的奥氏体晶粒或拉长了的非再结晶晶粒，因为它们可为铁素体形核提供最大面积的奥氏体晶粒边界，这些铁素体形核还可发生在非再结晶奥氏体的变形带上，在回复的亚结构边界上，特别当析出时，以及在未溶解的碳化物/氮化物质点上（Amin 与 Pickering，1982 b)。自然，所要满足的两项条件是尽可能细的再结晶奥氏体或剧烈变形但是非再结晶的奥氏体。早已确定，热轧时的再结晶速率及再结晶奥氏体晶粒尺寸遵循经典的再结晶行为法则。自然，轧制前，在加热后有细小的

初始晶粒是有益的，见图 8-31，微合金添加剂的作用之一就是靠碳化物/氮化物质点限制加热温度下的奥氏体晶粒长大来达到此目的。图 8-31 还明确表示，为了得到尽可能细小的再结晶晶粒，不仅要有细的原始晶粒尺寸，轧制温度也应越低越好，只要它在再结晶终止温度之上，而且轧制应变，也就是压下率应越大越好。

·p.376·

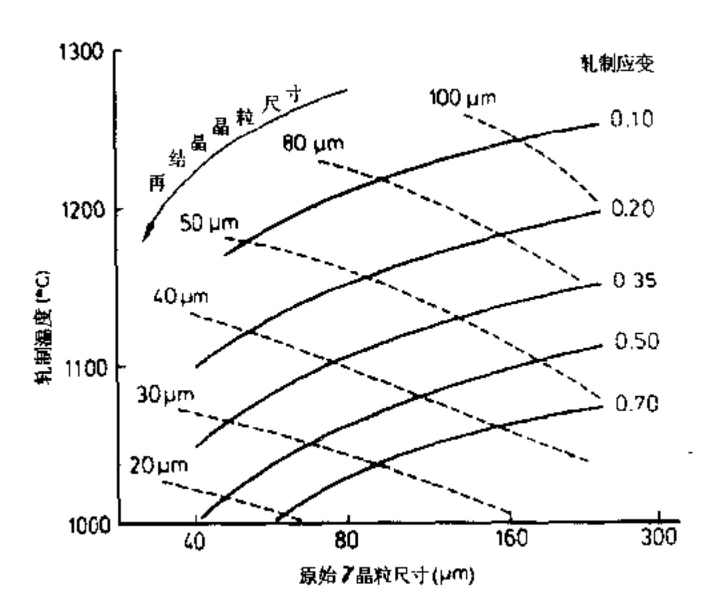


图 8-31　轧制前的原始奥氏体晶粒尺寸及轧制应变和温度对含 0.03%NbHSLA 钢在高温再结晶区轧制后再结晶奥氏体晶粒尺寸的影响

可是，如图 8-15 所示，奥氏体中各种微合金碳化物/氮化物的稳定性和溶解度是很不相同的。氮化物比碳化物稳定，按钒、铌、钛的次序稳定性提高，或溶解度降低。较早的一批 HSLA 钢通常仅含单个微合金元素，而现今的钢种趋向于采用不同复合，例如 Nb-V。NbC 或 VN（用提高氮含量）趋向于限制晶粒长大，而易溶解的 VC 则用于使铁素体析出强化。近来，注意力转移到钛与钒复合的潜在应用，为了利用 TiN 的较高的稳定性及其较低的长大速率，有可能将它用作热加工前非常高的加热温度时的晶粒长大抑制剂。所需钛量很少，0.01%—0.02%即可，虽然如此低含量的控制是困难的，采用目前应用的钢包喷射技术也不是不可能的。必须避免太高的钛的加入，否则会产生大的 TiN 质点，起不到抑制奥氏体晶粒长大的作用。抑制晶粒长大的程度完全取决于 TiN 以及任何其他抑制晶粒长大的析出，尺寸分布及体积分数的变化能使同样钢的成分的晶粒粗化温度变化 300°C。自然，还必须注意浇注条件对连铸产品中析出分布的影响以及传统的钢锭产品中板坯阶段以前热加工的影响。

微合金添加剂在控制轧制时还有另外的重要作用，就是它们延迟再结晶。为了验证再结晶的形核点做了大量研究工作（Tanaka 等，1977；Kozasu 等，1977；Amin 与 Pickering，1982 a)，现在已经认识到，虽然变形奥氏体晶界是优先成核之地，再结晶也能在再结晶的与非再结晶晶粒界面处，在变形的粗晶的变形带上以及大的直径 ~0.5μm 的微合金碳化物/氮化物质点上成核。C-Mn 钢的再结晶速率是非常高的，但是微合金添加剂（图 8-32）以及钼和锰能显著延迟。关于奥氏体再结晶及微合金碳化物/氮化物在变形奥氏体中析出的作用已经做了大量研究（Jonas 与 Akben，1981；Michel 与 Jonas，1981；Akben 等，1981，1983；Sakai 等，1982；Bacroix 等，1982）。

有大量证据表明，溶解的溶质原子能延迟回复和再结晶，但是，主要的作用是非再结晶奥氏体中的析出产生的。奥氏体中的应变诱导析出钉扎回复的亚晶界和抑制再结晶。为了起到上述作用，应变诱导析出必须在有任何大量的再结晶之前产生。由于应变

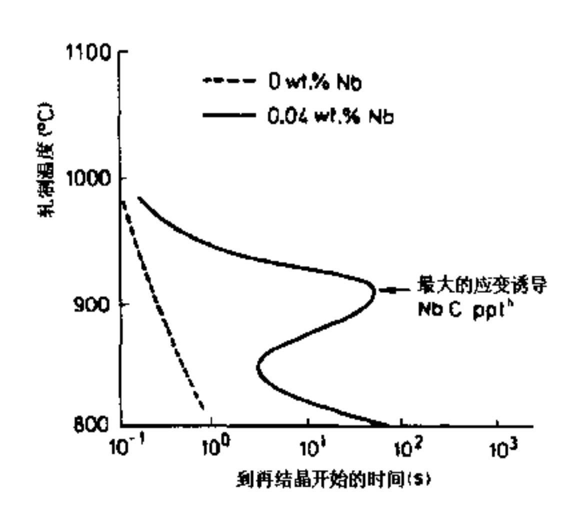


图 8-32　铌对热加工时延迟奥氏体再结晶的影响

和应变速率对析出和再结晶动力学的不同影响，特别是各种微合金碳化物和氮化物有不同溶解度，可能带来一些复杂性。已经表明，溶解的溶质原子对再结晶的延迟作用随着溶质进入奥氏体晶格中，影响位错与溶质交互作用带来的应变的增加而增强（Cuddy，1982；Yamamoto 等，1982）。看起来此作用按以下顺序增强：锰、铝、钒、铌和钛。微合金碳化物/氮化物析出对奥氏体再结晶的延迟的作用比较难于预测，因为它取决于析出强度，而这又取决于所加的应变以及钢的化学成分。可是已经很好确定的是，再结晶停止温度，低于它奥氏体再结晶不会发生，依下列次序而提高：钒，铝，钛，铌，见图 8-33。析出作用的强度取决于微合金碳化物/氮化物的溶解度，溶解度越大则应变诱导析出强度越小。因此，在相同温度下 VC 的延迟再结晶的能力比 VN 要小，而且很清楚，铌是提高再结晶停止温度的最有效的元素。但是析出的强度也取决于微合金添加剂与碳或氮之比，考虑到相应碳化物/氮化物相的化学当量比。由于溶解度与温度关系在化学当量比时达到最大值（Wadsworth 等，1976），化学成分越是接近此比例，应变诱导析出强度将越大，可观察到越强的延迟作用。

·p.377·

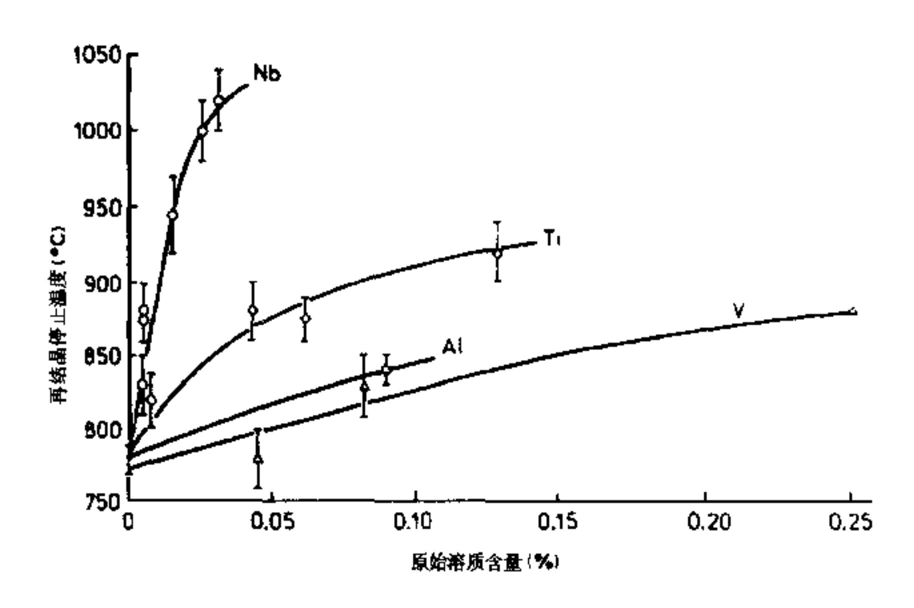


图 8-33　微合金元素对含 0.07%C，1.40%Mn，0.25%Si HSLA 钢再结晶停止温度的影响

控制轧制时延迟再结晶的重要性在于有可能用一个低的终轧温度，来产生能转变成非常细小的多边形铁素体的延伸了非再结晶奥氏体晶粒。这是从经典的叙述主要的热加工奥氏体制度中得到的控制轧制中的一种（Tanaka 等，1977；Kozasu 等，1977）。但是，

不同微合金元素有不同的终轧制度来产生深延的非再结晶晶粒，因为不同碳化物/氮化物主要以应变诱导析出的温度是变化的。Pickering（1984）的综述表明，对 TiC/TiN，最快的应变诱导析出在1025°C发生，对 VN 和 NbC，在900°C发生，以及 VC 在850°C发生。所以，传统的控轧工艺是在再结晶停止温度以下采用大的变形，其结果是非再结晶奥氏体晶粒非常薄而且拉长，在冷却时转变成极为细小的铁素体晶粒。在再结晶停止温度以上，再结晶范围中，即使用最大的变形轧制的奥氏体转变产生的铁素体晶粒，都不如用传统的低温控轧产生的晶粒那么细小。很清楚，铌对于低温控制轧制是首选的微合金元素，因为它产生最高的再结晶停止温度。

·p.378·

有时采用低于 Ar_3 的终轧温度，能够显著提高屈服强度。轧制时产生的铁素体是变形了，但是由于微合金碳化物/氮化物的抑制作用，不会再结晶。对韧性的影响是变化的，如图8-34所示。当轧制在 Ar_3 以下进行时，*ITT* 提高并不是不正常的。这种类型控轧所以没有广泛应用还有所谓连续轧制，在此工艺中，于低到400—500°C的温度，在铁素体区域采用大的变形（Meloy 与 Dennison，1973）。

图8-34　轧制终了温度对含0.03%Nb HSLA 钢屈服强度及冲击转折温度的影响。表明，当轧制终了温度低于 Ar_3 温度时冲击转折温度提高

关于传统低温控轧中采用的工艺参数，需要强调两点：

（i）奥氏体中的应变诱导析出降低在转变为铁素体过程中或之后形成的析出量，所以要从析出强化中扣除。可是，除了阻止再结晶奥氏体晶粒长大外，应变诱导析出和溶解的微合金元素，在终轧温度低时都会提高屈服应力。这实质上会提高轧机负荷。

（ii）在加热温度时的未溶解的微合金碳化物氮化物对提高强度没有贡献，通常是如此之大以致除非有很大的体积分数，它们不会引起晶界钉扎。这可以从图8-17所示的 Gladman（1966）的预测看到。因此，除了非常稳定的和长大缓慢的 TiN 外，在加热温度时加微合金超过溶解度没有大的好处。但是，当钢的化学成分越是接近化学当量，将形成越多的能抑制再结晶和再结晶晶粒长大的应变诱导析出，铁素体析出强化的潜力也将越大。可是，直径 >0.5μm 的未溶解碳化物氮化物是能够通过质点生核加速再结晶（Amin 与 Pickering，1982 a）。

8.9.1.1　常规的低温控制轧制方法

Tanaka（1981）确定了在通用的低温控制轧制方法中，使奥氏体形成最细小铁素体晶粒及最佳析出强化的工艺参数如下：

（a）低的加热温度，形成细小的原始奥氏体晶粒，但是这可能降低随后的析出强化

潜力；

·p.379·

（b）靠再结晶使奥氏体晶粒细化，这包括：

（c）适当的道次和压下，以使在粗轧道次中获得细小的均匀的再结晶奥氏体；

（d）在再结晶区粗轧与非再结晶区精轧之间的待轧；

（e）在再结晶停止温度之下的非再结晶区中适当的压下，有时还可以在 Ar_3 以下精轧，虽然这会遇到一定困难。

由于存在可以成功应用的这些因素的多种组合，每个工厂有它自己的优选控轧工艺。可是值得指出两种应用于不同产品的非常典型的工艺。

（a）管线钢通常在钢板厂生产，困难在于在最初道次中给予足够的每道次的压下量。道次之间的时间内能发生道次间的再结晶及不均匀晶粒长大，所以会发展混晶组织，导致差的韧性。然后此钢冷却到非再结晶区，在此区域往往强调要有大的变形来形成非常薄的非再结晶晶粒，它们在某种程度上会缓和奥氏体混晶问题。此种类型工艺会降低生产，而且当钢板尺寸经常变化时是比较困难的，但是对传统设计的以及一些老的轧机来说却是经济的，它们的生产效率较低，不会由于控制轧制的待轧停留带来不便（Paxtqn，1981）。当钢板厚度增加时，越来越难以产生所需的变形，接受待轧停留及承受较高的轧机负荷。

（b）可变形的热轧带钢采用不同的工艺路线，因为可能在冷床上采用加速冷却及在卷取中的缓慢冷却。粗轧和精轧都能采用非常大的压下，而且道次间的时间非常之短，所以在道次间有很少时间进行再结晶和晶粒长大。在粗轧机组中通常进行动态再结晶，而在精轧机组中，变形似乎在非再结晶区进行。

因为有效地应用常规的低温控制轧制方法需要在轧制工艺后期采用大的压下，正在研究如何能够不采用低温大压下而形成非常细的再结晶奥氏体晶粒。过去用的办法是靠提高铌含量来引入大量体积分数的未溶解的 Nb（CN），以及低的加热温度而不致于显著降低析出强化。但是，大量体积分数的 NbC 会导致连铸时的热裂问题。另一种变通的方法是采用像 TiN 那样的弥散分布的非常稳定的析出，它长大缓慢，允许采用高的加热温度来溶解钒或铌的碳化物氮化物以析出强化，还保持在轧钢前有细的奥氏体晶粒。轧钢时，尽管在高温时进行大压下，如此细小的原始晶粒将产生非常细的再结晶晶粒，它们还将靠 TiN 来稳定以抑制晶粒长大。这就是所谓再结晶控制轧制。

8.9.1.2 再结晶控制轧制

·p.380·

近年来，对再结晶控制轧制做了大量工作（Roberts，1984；Roberts 等，1984；Zheng 等，1984；Fix 等，1986；Siwecki，1990；Zajac 等，1990；Korchynsky1990）。多年来，常规的低温控制轧制一直被认为是最有效的加工奥氏体使在转变过程中形成非常细的铁素体晶粒的方法。可是，变形奥氏体不是形成细的铁素体晶粒的先决条件，因为，假如奥氏体晶粒尺寸小于大约 20μm（Siwecki 等，1982），不论从再结晶或非再结晶奥氏体形成的铁素体晶粒大小是相近的。再有，常规低温控制轧制具有若干缺点，不仅在于需要订制在低变形温度时提供大的压下的轧机。此外，HSLA 钢的开发进入到长条材，也就是

线材和棒材的领域意味着，在现代高速轧机中轧制的精轧温度不可能经济地被降低到非再结晶区，经常在 1000°C 左右。从冶金方面，常规低温控制轧制会产生混晶和条带组织。

所以，再结晶控制轧制的开发是为了采用现有的轧机来产生近似常规低温控制轧制钢中产生的铁素体晶粒尺寸。如图 8-31 所示，在轧钢之前需要有原始的非常细小的奥氏体晶粒尺寸，这可以用加钛形成 TiN 来得到。假如钛的加入量不大，0.01%/0.02%，TiN 质点将非常细，因为它们于凝固前或凝固过程中在液态钢中不会形成，但将在固相线以下析出。这些质点能非常有效地钉扎奥氏体晶界及抑制晶粒长大。如图 8-18 所示，提高凝固后的冷却速度可以使 TiN 质点更为细小，效果更好，所以连铸钢特别适合再结晶控制轧制。TiN 质点长大很慢，因此能在加热期间保持细小的奥氏体晶粒，如前所述 (Pickering, 1990a)，长大速度还可用提高氮含量进一步降低。在电弧炉炼钢中很容易达到较高的氮含量，所以再结晶控制轧制特别适合大多数小型钢厂，所具有的电弧炉冶炼加连铸的工艺流程。如果钢种是用钒微合金化，那么提高氮含量能进一步用于增加析出强化。

轧制是在再结晶停止温度以上进行，所以在形变道次中发生多次再结晶。如图 8-31 所示，在再结晶停止温度以上的最低的精轧温度给予大的轧制压下可形成最细的再结晶奥氏体晶粒尺寸。自然，微合金元素不应显著提高再结晶停止温度，它应越低越好，以便提供再结晶控制轧制得以进行的广阔的温度区间。如图 8-33 所示，钛在所用的低含量时，可以满足此种要求，但是用铌微合金化显然是不适合的。在轧制过程中和轧制后保持细小的再结晶奥氏体晶粒是非常必要的，这要靠细小的大量的 TiN 质点来达到。前已说明，这些 TiN 质点粗化缓慢，从而保留它们优异的钉扎晶界能力。

·p.381·

细小的再结晶奥氏体晶粒的单位体积所具有的晶界表面面积高，也就是高的 S_V，因此为 γ→α 转变提供了大量核心。因此，在奥氏体转变时，可以得到非常细的铁素体晶粒尺寸，10μm 或更小一些，而且是从 20μm 或更小一些的再结晶奥氏体形成的 (Zajac 等，1990; Korchynsky, 1990)。令人感兴趣地指出，提高氮含量能使再结晶奥氏体晶粒细化到大约 12μm (Siwecki 等，1984)，从而进一步减小铁素体晶粒尺寸，而且显著降低 γ→α 转变温度的 $10℃·s^{-1}$ 样的加速冷却可以得到 8μm 的铁素体晶粒尺寸 (Zajac 等，1990)。

析出强化也可以通过相应的微合金化引入，而钒是优选的元素，因为它在所有微合金元素中提高再结晶停止温度作用是最差的。铌是不适用的，因为它对再结晶控制轧制工艺施加了一些限制。此外，由于有钒，提高氮含量能增加析出强化。

用一种含 0.09%C，1.4%Mn，0.01%Ti，0.08%V，0.013%N 的钢，通过再结晶控制轧制并以 $9℃·s^{-1}$ 速度冷却，能够得到 450—500MPa 的屈服强度及 *ITT* −70°C (Zajac 等，1990)，这与通过常规低温控制轧制得到的性能相当。

8.9.1.3 奥氏体显微组织的演变

控制轧制的首要要求是生产能适应形成尽可能细小铁素体晶粒的奥氏体。所以，做了大量工作来预测和计算控制轧制过程中奥氏体晶粒尺寸及形态的演变 (Sellars 与

Whiteman, 1979; Roberts, 1980; Sellars, 1980, 1986; Siwecke 等, 1982, 1984; Roberts 等, 1984; Tamura 等, 1988), 还有奥氏体转变来的铁素体晶粒尺寸 (Siwecki 等, 1982, 1984; Tamura 等, 1988)。这些研究用了应变速率的温度和应力关系曲线，每道次中应变对再结晶速率的影响及再结晶晶粒尺寸，原始晶粒尺寸对道次之间的再结晶动力学→及再结晶晶粒尺寸及晶粒长大动力学的影响来计算一次轧制周期的每一道次得到的晶粒尺寸。提出了描述再结晶晶粒尺寸与原始晶粒尺寸、应变或应变速率，以及温度关系的方程式。其中某些方程式是靠经验数据分析提出的，而其它是从基本原理推断的。然后这些方程式被输入到计算机程序中来计算每一道次后的再结晶晶粒尺寸，从而得到奥氏体组织的演变。图 8-35 (Siwecke 等, 1984) 示出若干典型的奥氏体显微组织的演变曲线，该图比较了 C－Mn 和 V－N－Ti 钢中再结晶控制轧制的作用。在 8.9.1.2 节中提示的要点是钛在轧钢前加热过程中细化奥氏体晶粒尺寸的作用，以及 TiN 析出对轧钢完成后防止奥氏体晶粒长大的作用。在不含少量钛的钢中在最后轧制道次后晶粒会显著长大。

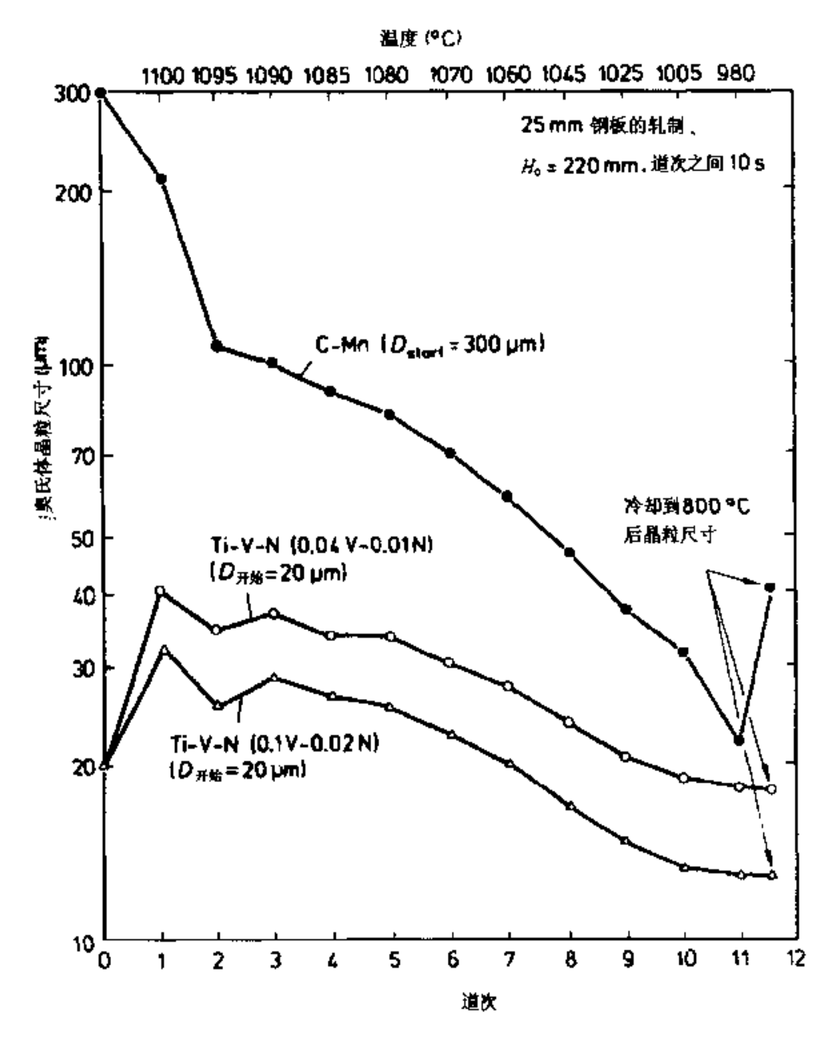


图 8-35 碳锰钢和加 Ti－V－N 并再结晶控制轧制的 HSLA 钢中奥氏体组织的演变。表明，加钛抑制最终压下后的奥氏体晶粒长大 (H_0 = 初始钢板厚度，$D_{开始}$ = 初始奥氏体晶粒尺寸)

·p.382·

非再结晶晶粒的延伸，从包括奥氏体晶界面积及变形带的“有效”晶粒尺寸方面可以进一步细化晶粒。在非再结晶区轧制的考虑是完全可能的（Kozasu 等 1977；Amin 与 Pickering，1982 b），演变的奥氏体晶粒尺寸可以用来预测铁素体晶粒尺寸。

为了将这些复杂的计算用于实际轧机，需要使每道次的应变、应变速率及温度不仅是已知的，而且还是恒定的。对工业轧机要获得这些参数的数据并不容易，如最近所表明，在任何特定道次上大量参数变化可在瞬间发生。显然，在此重要的研究领域需要做大量工作，通过轧机在实际轧制时的瞬间测量，可以靠计算机反馈技术连续地调整轧制参数，不仅单纯地来控制轧制产品的物理尺寸及形状，而且还可连续地监视及控制显微组织的演变。

·p.383·

8.9.1.4 奥氏体中的析出

微合金碳化物氮化物以及 AlN 的析出在非变形的或再结晶奥氏体中是缓慢的，而在非再结晶或回复的奥氏体中的应变诱导析出却要快得多。此种析出的强度由确定位错密度和分布的残余应变量以及由溶解度-温度关系曲线确定的过饱和程度所控制。析出与基体的结晶学匹配也是重要的，由于所有微合金碳化物氮化物其取向为同样的立方对立方关系，晶格的错配主要取决于碳化物氮化物晶格参数。AlN 是个例外，它是六方结构，它的析出比一般的微合金碳化物氮化物慢是不足为奇的。控制轧制时再结晶的进行取决于应变诱导析出的粗化速度，需要进一步研究粗化动力学，因为需要最细的和稳定的析出物分布。在动力学条件下，已经指出（Chandra 等，1982），Nb（CN）的粗化遵循说明位错析出的动力学规律。有关 V-Nb 钢，其中析出相为（VNb）（CN）的类似研究工作却没有发现同样的效应。显然，还需要做大量研究工作，虽然已经具有在未变形奥氏体中各种合金碳化物，包括 VC 和 NbC 的长大速度的某些资料（Wey 等，1981）。

微合金碳化物的应变诱导析出物往往在未再结晶奥氏体的回复亚结晶上析出（Amin 与 Pickering，1982 a），因而抑制再结晶。可是，一些大的质点，它们在轧制加热温度时或许未被溶解，或在奥氏体中析出的质点，它们由于加工过程中热的作用能够显著长大，可以通过给再结晶晶粒成核而实际上促进再结晶。在奥氏体中形成的析出除了抑制再结晶外，也还抑制再结晶奥氏体的晶粒长大。已经表明，一般来说 Gladman 与 Pickering（1967）模型看来是遵循的，其中晶粒粗化与温度的关系是由析出的长大和溶解所控制的。众所周知，晶粒粗化温度主要取决于钉扎质点的长大，而且晶粒粗化温度总是低于所有钉扎质点溶解的温度。

最后，必须强调，在奥氏体中形成的析出很少或者完全不会引起随后转变成的铁素体的析出强化。它们甚至降低析出强化，由于降低在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变或转变后形成的析出数量。

8.9.1.5 针状铁素体钢

·p.384·

可以期待的是，控制轧制原理也适用于针状铁素体钢，以加工奥氏体来获得最细的

针状铁素体板条及板块。较细的针状铁素体片可给出较高的屈服强度，但是，如图 8-8 所示，只有最细的针状铁素体板块才能产生最好的韧性及最低的 *ITT* 温度。特别是板条的大小也取决于针状铁素体形成时的转变温度，此温度为钢的化学成分，也就是淬透性，奥氏体晶粒大小及冷却速度所控制。一般来说，轧制变形量越大，轧制温度越低、奥氏体晶粒越细，较为拉长，它们由于与奥氏体晶粒尺寸相联系的淬透性作用会引入较多的块状铁素体到主要是针状铁素体的显微组织中去。这些块状铁素体非常细小，因为它们是由细小的再结晶的或薄形拉长的未再结晶奥氏体产生的，所以它们对强度及韧性不总是有害的。如果钢的成分，热机械加工工艺及冷却速度产生不希望有的块状铁素体量，它们可以用更高合金成分或更快的冷却来排除。经常要求对较厚断面采用合金量较高的针状铁素体钢，用较高的淬透性来补偿冷却速度的降低。

由于针状铁素体是通过切变形成，而且转变温度低，在针状铁素体钢中看来不会产生相间析出那样的微合金碳化物析出。可是析出会在转变的最后阶段或转变后发生，此时形核主要发生在针状铁素体由于它的形成机制所产生的大量位错上。有时，如果转变温度低，或者冷却速度太快，析出也许完全被抑制，只能靠回火处理来激活从而得到充分的强化。

8.10 控制冷却

虽然控制冷却或加速冷却在前面的某些章节中已经涉及，还是值得反复说明，它的目的在于产生最佳的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 温度，从而得到最细的铁素体晶粒尺寸以及最佳的微合金碳化物氮化物析出的强化。所以，在以下章节中转变和析出的作用将分开讨论。

8.10.1 奥氏体的转变

为了得到最细的铁素体晶粒尺寸必须在转变时有高的铁素体形核速度。由于铁素体主要在奥氏体晶界上形核，显然需要细的奥氏体晶粒。常用的表明铁素体形核频率的参数是单位体积的奥氏体晶界面积 S_v（Kozasu 等，1977），它随再结晶奥氏体晶粒尺寸的细化以及非再结晶奥氏体晶粒的延伸加大而增加，见图 8-36。曾经提出，由于铁素体转变的驱动力不大，甚至在大的过冷情况下为数百 $J \cdot mol^{-1}$，只有最有力的形核点才是有效（Amin 与 Pickering，1982 b；Roberts 等，1980）。

·p.385·

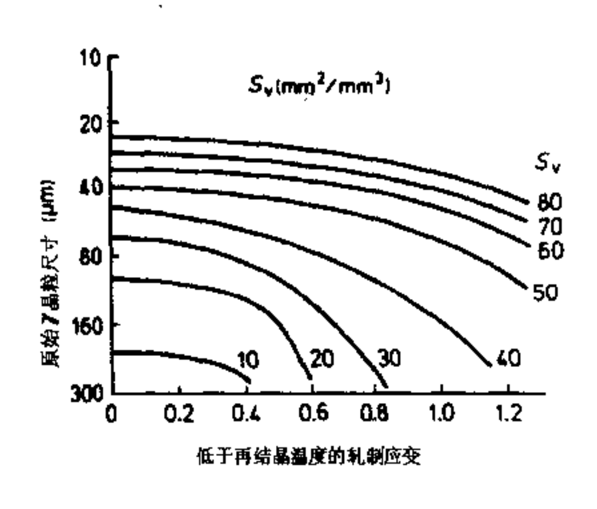


图 8-36 含 0.03% Nb HSLA 钢奥氏体晶界单位体积表面积（S_v）与轧制前初始奥氏体晶粒尺寸及低于再结晶停止温度轧制时的轧制应变的关系

对于给定的 S_v，从非再结晶奥氏体产生的铁素体晶粒尺寸比从再结晶奥氏体得到的要细（Kozasu 等，1977；

Amin 与 Pickering，1982 b)，见图 8-37。这归因于此类晶界的锯齿形或膨胀（Roberts 等，1980；Sandberg 与 Roberts，1982)，起特别有力的形核点的作用，所以推断，拉长了的奥氏体晶粒是最理想的。事实上也是如此，特别当它们如此之薄，以至对面晶界上的铁素体晶粒能够以最小的长大与之接触。可是其它的研究工作（Siwecki 等，1982；Amin 与 Pickering，1982 b）已经表明，在非常高的 S_v 值时，也就是小的奥氏体晶粒尺寸时，铁素体晶粒尺寸仅仅取决于 S_v，而与奥氏体晶粒形状无关，见图 8-37。因此，对于最有效的铁素体晶粒细化来说，奥氏体再结晶温度以下的形变也许不是必须的；所有需要的是非常细的再结晶奥氏体晶粒尺寸。这就是 8.9.1.2 章节中讨论的所谓“再结晶控制轧制”的潜力所在。铁素体的各种形核地点现在已经很好证实（Amin 与 Pickering，1982 b)。不仅有奥氏体晶界，还有变形带，第二相质点（特别是未溶解的微合金碳化物氮化物)，回复亚晶界，特别当它们为析出物所装点时，甚至还有孪晶晶界的非共格阶梯。目前还提出一种解释多重或串接铁素体形核机制（Amin 与 Pickering，1982 b)，很久被认为变形奥氏体晶界有关。因为许多这样的形核点再结晶奥氏体中特别会产生，所以从在低于再结晶温度以最大变形量轧制的最细的奥氏体晶粒（Kozasu 等，1977）见图 8-38 或从极细的再结晶奥氏体将产生最细的铁素体晶粒。可是，一个重要的问题是，奥氏体到底必须有多细，而这又取决于奥氏体晶粒尺寸与铁素体晶粒尺寸之比。如图 8-37 所示，如果奥氏体晶粒尺寸非常之细，铁素体晶粒尺寸能几乎等同于奥氏体晶粒尺寸，可是对大的奥氏体晶粒尺寸，则铁素体晶粒尺寸可以小于奥氏体的十分之一。

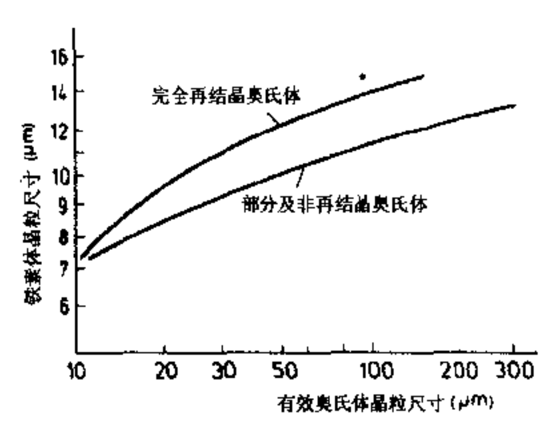


图 8-37 奥氏体再结晶状况对奥氏体晶粒尺寸与转变后铁素体晶粒尺寸之间关系的影响

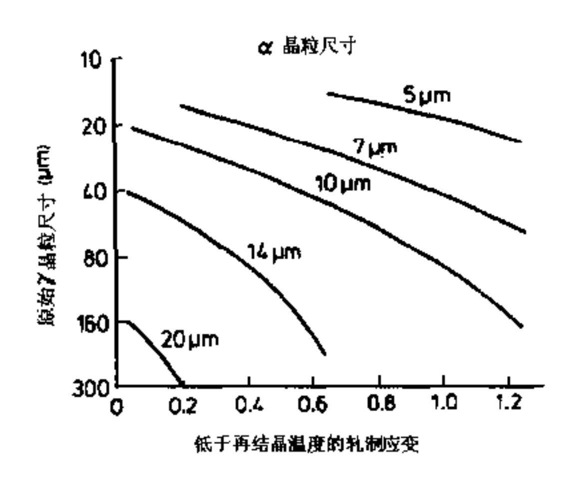


图 8-38 含 0.03% Nb HSLA 钢转变后铁素体晶粒尺寸与轧制前原始奥氏体晶粒尺寸及低于再结晶停止温度的轧制应变的关系

·p.386·

降低转变温度是对于给定的奥氏体晶粒尺寸细化铁素体晶粒尺寸的有用方法。这种方法提高铁素体的形核速率，其作用可以通过合金化（这就是 HSLA 钢中锰含量高的原因）或者提高冷却速度取得。必须注意不要把转变温度降得太低，否则会形成贝氏体而使屈服强度降低，并且使韧性恶化。可是在显微组织中引入贝氏体也消除了间断屈服，

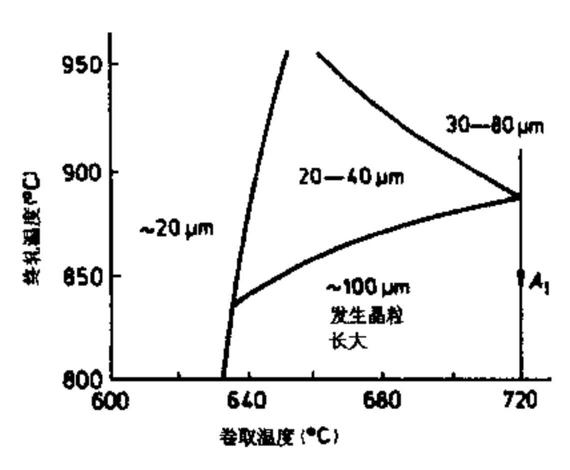


图 8-39 热轧板卷的终轧温度与卷取温度在一种钛处理 HSLA 钢中得到的铁素体晶粒方面的交互作用

并降低包辛格效应，而它在管线生产中是有利的（Paxton，1981）。在含少量钼的钢中较易产生贝氏体，因为钼抑制珠光体形成，结果在组织中得到块状铁素体加贝氏体或针状铁素体。

一个有趣的特点是，当非再结晶奥氏体在给定的冷却速度时转变时，发生转变温度的提高。这可用应变诱导对转变的加速解释。也许会认为这种转变温度的提高会产生较粗大的铁素体，但实际上并不如此，由于非再结晶奥氏体有非常高的铁素体形核速率的缘故。

在热带轧制时，转变温度在很大程度上为冷床上的水冷所控制，它被用来确定转变发生时的卷取温度。冷却速度越高，或卷取温度越低，从给定的奥氏体组织形成的铁素体晶粒尺寸越小。图 8-2 已经表明铁素体晶粒尺寸是如何取决于转变温度，但是这样一种关系将随不同的钢的化学成分及奥氏体晶粒尺寸而变化，见方程 8-3（Roberts，1984）。卷取温度要与终轧温度相匹配来产生所需的铁素体晶粒尺寸，图 8-39（Kilworth 与 Wannell，1980）是说明上述关系的一个典型图示。

·p.387·

在钢板轧制时，冷却速度在很大程度上为板厚所控制。由于厚板控制轧制上的实际困难，它们经常进行正火处理。为了优化强度和韧性，某些形式的加速冷却被用来提高冷却速度，降低转变温度和细化铁素体晶粒尺寸。图 8-40 表明，减小钢板厚度引起冷却速度提高，降低转变温度和细化铁素体晶粒，带来屈服强度和韧性的改善。最近，已经试图运用物理冶金原理来定量地预测由变形的非再结晶奥氏体形成的铁素体晶粒尺寸（Umemoto 等，1988），并且也已能够以相当高的准确性预测再结晶控制轧制钢的铁素体晶粒尺寸，见图 8-41（Roberts 等，1984）。后面还要表明，转变温度也可控制铁素体中析出的尺寸和分布。

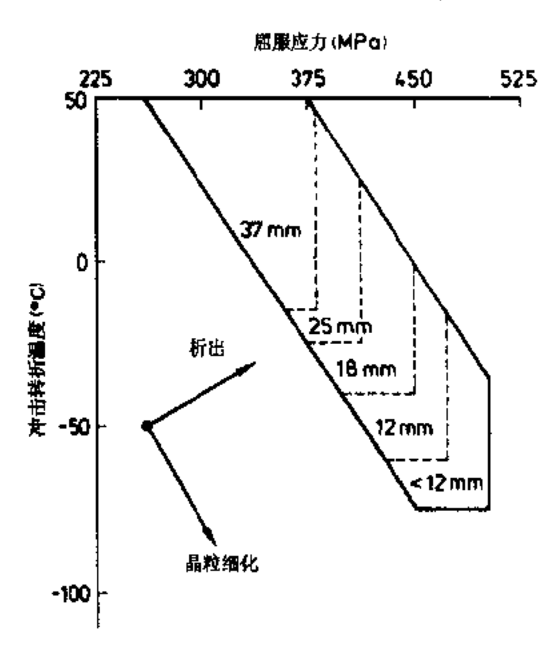


图 8-40 钢板厚度（即冷却速度）对控轧的含铌 HSLA 钢屈服强度与冲击转折温度的配合的影响

8.10.2 混合的铁素体晶粒尺寸

混合的铁素体晶粒尺寸在控制轧制显微组织中经常观察到，对于韧性是有害的。它们通常产生于混合的奥氏体晶粒的转变，这些奥氏体晶粒可以是再结晶或非再结晶的或者两种兼有。这是由于细的和粗的奥氏体晶粒有不同的淬透性，特别是极大变形的非再结晶晶粒，但是作用不是那末简单。粗的奥氏体晶粒在冷却时显示低的转变温度（淬透性作用），但是含有较少铁素体核心；对于细的奥氏体晶粒情况正好相反。混合的铁素体晶粒尺寸也可以从均匀的奥氏体晶粒尺寸转变而来，如果铁素体形核点的饱和发生在转变显著推进之前（Roberts，1980），这往往是相对较粗的奥氏体晶粒中的作用。目前，关于导致混晶发生的条件方面已经取得许多经验（Amin 与 Pickering，1982 b，Janaka 等，1977）。特别要避免轧制前的混合奥氏体晶粒尺寸，或导致部分再结晶条件下的轧制，或发生局部的奥氏体晶粒长大，因为细的再结晶晶粒在进一步变形时，继续再结晶，而粗的晶粒则抗拒再结晶，见图 8-31。在转变期间多重或串接铁素体形核和轧制也能导致混合的铁素体晶粒尺寸。已经表明，正和所预料的，小的变形会导致临界晶粒长大，这能形成混合晶粒尺寸，但是轧制时的应变、应变速率及温度的不均匀性不应被忽视。

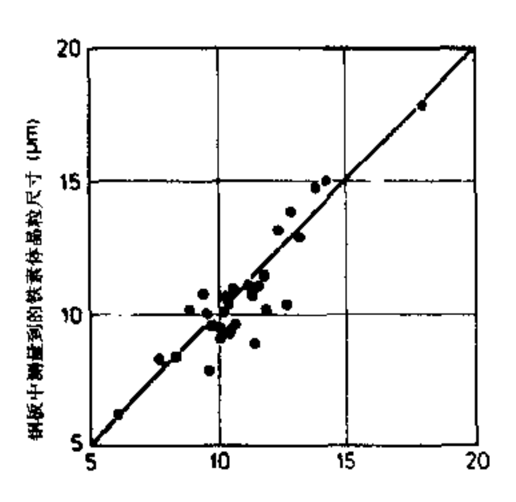


图 8-41　用 Ti-V-N 微合金化的 HSLA 钢板轧制后预测的与实际的铁素体晶粒尺寸比较

·p.388·

8.10.3 γ→α 转变期间及之后在铁素体中的碳氮化物析出

前已述及，在奥氏体中形成的析出对铁素体的析出强化没有贡献，实际上还有了降低。可是，在奥氏体中仅形成了部分的析出，而在奥氏体中固溶残留的部分然后再析出：

(a) 或在转变过程中于奥氏体铁素体界面作为相间析出；

(b) 或在转变后在铁素体中，如果位错密度低的话，此时析出形成在位错上，或通常在基体中。

析出的形态及分布的确切情况取决于该相的溶解度曲线指出的过饱和度，冷却速度，它对析出动力学有决定意义，以及由转变温度决定的位错密度，它又取决于冷却速度及钢的合金总量。Honeycombe（1986）对微合金碳化物氮化物析出项目已经作了综述。

这些析出都会引起铁素体强化、采用 Ashby-Orowan 模型来量化（Gladman 等，1971），见图 8-20。它们也提高 *ITT*，屈服应力每提高单位 MPa 将提高 *ITT* 大约 0.3℃（Pickering，1978 b）。

当析出在奥氏体转变时主要以相间析出形式发生时，析出强化的强度在钢具有析出的化学当量成分时达到最大，这已在图 8-16 上表明。另一方面，转变后在铁素体中发生的析出强化于铁素体中的化学当量比得到时达到最大，但这并不发生在合金作为整体达到化学当量时候，因为大部分碳是以 Fe_3C 形式存在于珠光体中（Amin 等，1981）。尽管相间的、位错形核的或晶界的析出影响 *ITT* 的途径有什么样的差别还不确定，还是有证据表明，它们都具有类似的影响。

·p.389·

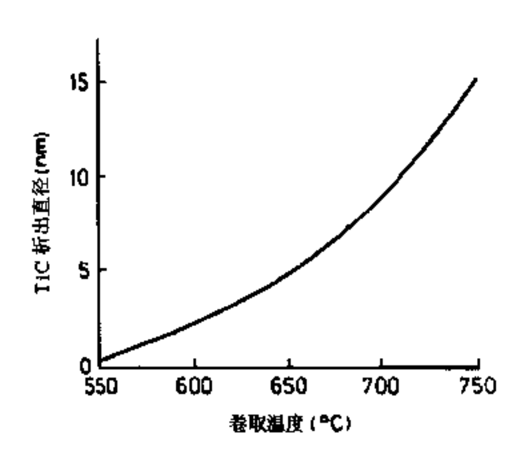


图 8-42　热轧带钢卷取温度对用钛微合金化 HSLA 钢中形成的 TiC 析出的质点尺寸的影响

铁素体中的析出，除了影响力学性能以外还抑制铁素体晶粒长大。这对热轧带钢在带卷中冷却，以及回火或焊接循环中防止晶粒长大很为重要。显然，析出的尺寸很重要，已经说明，它是由转变温度或卷取温度所控制的（Kilworth 与 Wannell，1980），如图 8-42 所示，卷取温度越低，析出质点的尺寸越小。还曾表明，当冷却速度提高时，析出也变细，这是因为转变温度降低（Bucher 与 Grozier，1965；Grozier，1977；Baker，1978），而这提高强度，见图 8-43。但是冷却速度

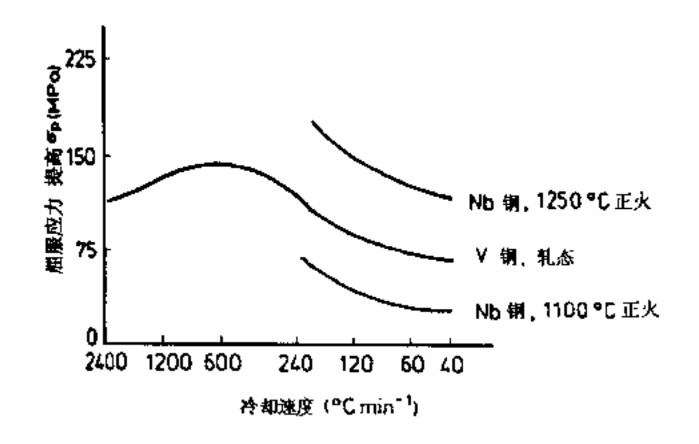


图 8-43　冷却对用钒或铌微合金化的 HSLA 钢析出强化的影响

非常快时，析出会被抑制，析出强化减弱或甚至完全被消除。所以，虽然铁素体晶粒尺寸在较低卷取温度时继续减小，而屈服应力却由于析出强化的消失而降低，见图 8-44。同样，因为厚钢带的带卷的冷却速度较慢，降低卷取温度以补尝碳化物长大引起的过时效作用，见图8-45（Kilworth 与 Wannell，1980）。如所预料，也观察到在铌及钒钢中，当钢的成分在化学当量比时发生析出强化，根据以下观察，即在 0.1%Ti 钢中当碳含量降低时析出强化的强度提高，可以推断，钢也有上述作用。当冷却速度如此之快，或卷取温度如此之低，以致析出被抑制，则钢具有最高的韧性，而所有强度归结于非常细的铁素体晶粒尺寸。析出还可以用一种回火处理来引入，但是比起在热状态简单的控制析出强度来说，那是一种较不经济可行的工艺。

·p.390·

运用周知的溶解度曲线来估算析出的体积分数，以及观察到的卷取温度对铁素体晶粒尺寸和析出尺寸的影响，可能用 Petch 方程以及 Ashby-Orowan 析出强化方程来计算屈服应力与卷取温度的关系。这可以转换成一种工艺控制用的计算图表，见图 8-46（Gladman 等，1977）。

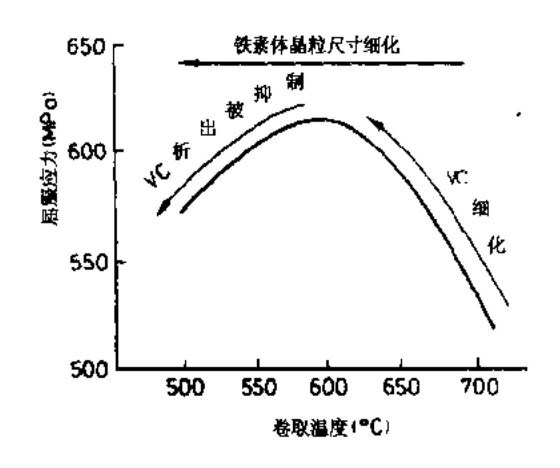


图 8-44 含钒微合金化 HSLA 钢中屈服强度与热轧带钢卷取温度的关系

在铁素体析出的碳化物氮化物的过时效特性是重要的，因为它们控制在缓慢冷却时保持强度及抗铁素体晶粒长大的能力，以及焊接时对热影响区部分的性能的影响。如碳化物氮化物质点长大特性所描述，过时效率随不同微合金元素而变化。长大发生前的原始质点尺寸也是不同的，在很大程度上取决于溶解度，它控制过饱和程度。过饱和度越大，原始质点尺寸越细。碳化物氮化物的稳定性也影响长大速度，已经观察到，富氮的 V（CN）长大比 VC 要慢一些，见图 8-23（Balliger 与 Honeycombe，1980）。提高氮量可进一步降低 VN 的长大速度。碳化物氮化物析出的长大是按 Ostwald 成熟机制进行，由周知的方程（8-15）可以预测，长大可以受下列因素而延缓：降低有效扩散速率（或提高其激活能），降低析出的摩尔体积，降低溶解度及降低析出物与基体的界面能。这些预测倾向于支持所观察到的 VN 长大比 VC 要慢一些，但是有效扩散速率不总是仅仅为相应的基本元素的扩散速率，因为空位的扩散往往具有速率控制特征。微合金元素，特别是它们的组合的作用，以及它们与空位的相互作用能看来是重要的。此外，已经表明，钒碳化物氮化物长大的最初阶段是通过界面控制质点长大进行的（Schwartz 与 Ralph，1969；Balliger 与 Honeycombe，1980），而在长大过程中，沿位错的管道扩散是主控过程。可能位错为质点所钉扎，但是重要的特点是在长大过程中扩散条件可以改变。曾经预测，TiN 粗化最慢，虽然它作为一个析出强化介质的应用受到了它溶解度低的限制。

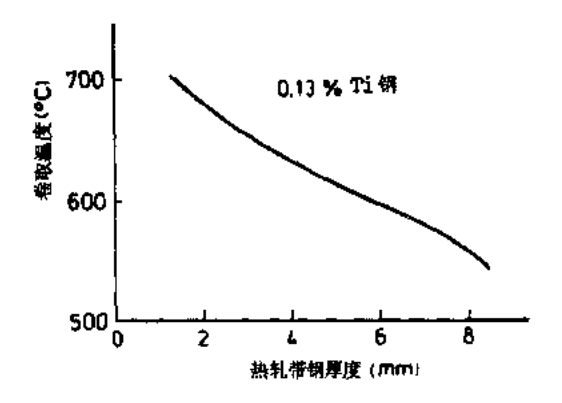


图 8-45 含钛微合金化 HSLA 钢热轧带材卷取温度与带钢厚度的关系

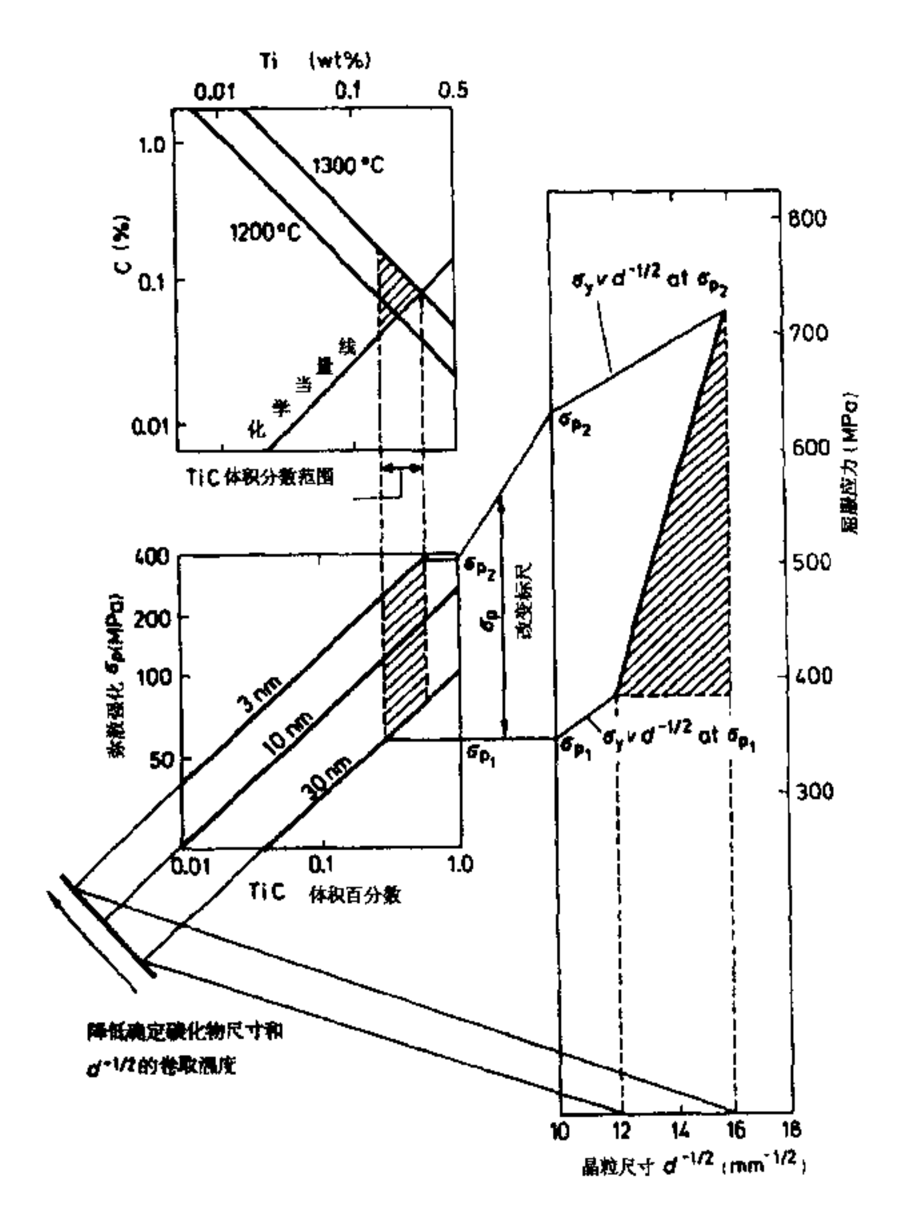


图 8-46　由钢的化学成分和热轧带钢卷取温度预测含钛微合金化 HSLA 钢屈服强度的计算图表

·p.391·

8.11　双相钢的加工

双相显微组织可以通过临界区退火或热轧后直接的控制连续冷却得到。在本卷的第 6 章和第 7 章中可以找到有关双相钢加工的进一步资料。

·p.392·

8.11.1　临界区退火

当退火在 A_1 和 A_3 之间的临界温度区，也就是双相区（奥氏体和铁素体）进行时，通常目的是在退火温度获得大约 10%—30% 奥氏体。在退火温度时两相之间发生碳以

及某些合金元素，例如锰的分配，重要的是冷却时奥氏体将转变成马氏体-奥氏体组成（M-A）优先于珠光体。这是因为珠光体不能给予所需要的冲压时的高加工硬化率，因此具有低的延伸成形性，见8.4.2.1节。回火温度太高时，得到的奥氏体太多，而且太稀释，其淬透性不是以抑制珠光体形成。自然，为形成M-A组成所必需的冷却速度必须与奥氏体的化学成分相匹配，而奥氏体的化学成分又是由钢的化学成分，临界退火温度和形成的奥氏体量所控制。所以用箱式或罩式炉临界退火的缓慢冷却材料需要高的合金含量，而当冷却比较快，如在连续退火工艺那样，可以采用传统的HSLA钢那样低得多的合金成分。连续退火是双相钢最有效的工艺，而且可以用到原始冷轧带上（Rigsbee等，1979；另见第7章）。在此工艺中，可能在相应条件下，冷加工将强化奥氏体的形核速率，除非奥氏体形成在铁素体再结晶之前。实际上，已经表明，奥氏体由冷加工的铁素体形成较快（Garcia与DeArdo，1979），但是看来需要有非常快的加热速度。铁素体中微合金碳化物氮化物的存在可以很好地延迟冷加工铁素体的再结晶。

可是，冷轧带对临界退火并不是必须要的，细晶的热轧的微合金HSLA钢能够而且经常使用。

8.11.2 热轧后控制冷却

另一种热轧后直接得到双相组织的工艺是在冷床上控制冷却，以形成80%－90%细的多边形铁素体。在残留的奥氏体岛中碳，可能还有某些合金的富集促使转变停止，板卷在此温度区间进行卷取。在板卷的慢冷中，可能发生铁素体中的少量进一步析出，所以奥氏体岛的富集和稳定化继续进行。因此，它们不会转变成珠光体或贝氏体，取代在非常低转变温度下形成M-A组成。显然，此工艺需要很好控制钢的转变特性，还有冷却周期。通常钢的化学成分比传统的HSLA钢含合金要高，含有0.06%C，1.3%Mn，0.9%Si，0.4%Mo，0.6%Cr，而且还发现，难于有效地控制冷却周期。不管怎样，如果能为一种合金含量少的钢找到合适的冷却周期，此工艺对于生产双相钢将是非常经济的。对于由热轧直接得到双相组织，在$\gamma \rightarrow \alpha$转变时需要有非常高的铁素体形核速率。如果转变特性和冷却周期能适当进行控制的话，这种高的形核速率能够很好地在大变形控制轧制钢中得到。还曾建议过，一种稍高碳含量的材料，被强使部分转变成上贝氏体或针状铁素体，带有许多微细弥散分布的M-A组成，或许能成为理想的组织（Pickering，1984）。实际上，在贝氏体钢中已经观察到过这样的组织（Pickering，1967；Harbraken与Economopoulus，1967），而存在某些焊接材料和热影响区中也不是不一般的。所以，看来用现有的钢种带可行的冷却循环是可以生产上述材料，但是可能在有限的尺寸范围内。

·p.393·

8.12 高强度低合金钢的进一步应用

微合金化HSLA钢的主要应用在热轧板和带方面，虽然由于在厚断面上难于采用控制轧制和冷却工艺，厚钢板还必须采用正火处理。在结构工程方面得到多种应用，特别是用于制造石油工业用的大直径管线和近海钻采平台，见8.1节。用控制轧制生产型钢

并不是那么容易，因为在同一断面上不同厚度部分有完全不同的轧制终了温度，但是用少量钛及再结晶控制轧制可以解决这个问题。还有大量使用 HSLA 热轧带钢于工程结构和管线，还有特别形状的重型车辆的车架（Paules 与 Fisher，1989），扁钢也用于同样用途（Paules 等，1990）。已经用成形的热轧带钢来制造载重车的底盘，以及其它车辆及牵引车的部件。成形部件已经被轧制的槽钢所取代．在铁路工程中已经生产了螺栓钢轨一起的接合棒材。这些仅是许多应用中的少量实例。

微合金 HSLA 钢也已用于生产高强度可变形钢（见第 6 章和第 7 章），它们现在已越来越多地用在汽车工程中，对于能够具有非常好的深冲性的无间隙原子钢，广泛应用微合金元素钛和铌。含钛钢也可用于回复退火钢种，见第 6 章。

已经指出过淬火回火钢板以及棒线材形式的长条产品的越来越多的应用，特别是高强度可焊接钢筋，在这方面，用钛微合金化以及再结晶控制轧制加快速冷却已经开辟了广泛的应用前景，特别是因为这些钢种能够抗应变时效，因此在冲击载荷下的韧性方面有优越性。采用电弧炉炼钢和连铸的小型钢厂倡导了许多新开发的应用。这种炼钢方法的优点在于可以利用电弧炉炼钢的较高氮含量，它非常适合于将 V-Ti 钢用在再结晶控制轧制，当然还要靠连铸钢的快速凝固的配合。

·p.394·

8.13 结束语

本章的目的在于介绍用铌、钒或钛微合金化的 HSLA 钢的原理、设计及开发，结合说明它们的工艺、显微组织及性能的冶金背景。上述讨论仅限于含上限到 0.20%C 的低碳钢，并且主要是在工厂中直接加工的。不得不考虑热机械加工和控制或加速冷却这个题目，虽然它们在本卷第 5 章中曾以较长篇幅和较详细讨论过。低碳 HSLA 微合金化钢这个题目是如此之大，而且文献如此丰富，这里仅陈述了某些比较重要方面。这些钢的应用，以及它们的工艺的开发已经远远超出了 10 年前所画的框框。应该指出，还未曾有过用如此便宜和合金含量低的钢种，通过采用如此高度复杂的工艺，配合以大量冶金研究来提高它们的性能及扩大其应用。

在低碳 HSLA 钢上发展的原理，例如用微合金化来细化晶粒和析出强化，与控制热机械加工及快速冷却现在已经扩大应用到较高碳含量钢种，构成某些中碳锻造钢，高碳线棒材钢及某些淬火回火的工程用钢。本卷的第 9 章中讨论这些题目。

8.14 参考文献

Adcock, J. N. (1962), *J. Iron Steel Inst. London* 91. 821.

Adrian, H. (1990), in: *Microalloyed Vanadium Steels*: Korchynsky, M., Gorczyca, S., Blicharski, M. (Eds.). Krakow: Association of Polish Metallurgical Engineers and Strategic Minerals Corporation. p. 209.

AIME-Iron and Steel Society (1987), *Proceedings of 70th Steelmaking Conference*. Warrendale. PA: AIME.

AIME-Iron and Steel Society (1990), *31st Mechanical Working and Steel Processing Conference*. Warrendale, PA: AIME.

Akben, M. G., Weiss, I., Jonas, J. J. (1981), *Acta Met*. 29, 111.

Akben, M. G., Bacroix, B., Jonas, J. J. (1983), *Acta Met*. 31, 161.

Amin, R. K., Butterworth, G., Pickering, F. B. (1980), in: *Hot Working and Forming Processes*: Sellars, C. M., Davies, G. J. (Eds.). London: The Metals Society, p. 27.

Amin, R. K., Korchynsky, M., Pickering, F. B. (1981), *Metals Technology* 8 (7), 250.

Amin, R. K., Pickering, F. B. (1982a), in: *Thermo-mechanical Processing of Microalloyed Austenite*: De Ardo, A. J., Ratz, G. A., Wray, P. J. (Eds.). Warrendale, PA: AIME, p. 1.

Amin, R. K., Pickering, F. B. (1982b), in: *Thermo-mechanical Processing of Microalloyed Austenite*: De Ardo, A. J., Ratz, G. A., Wray, P. J. (Eds.). Warrendale, PA: AIME, p. 377.

Ashby, M. F. (1966), *Phil. Mag.* 14, 1157.

Bacroix, B., Akben, M. G., Jonas, J. J. (1982), in: *Thermo-mechanical Processing of Microalloyed Austenite*: De Ardo, A. J., Ratz, G. A., Wray, P. J. (Eds.). Warrendale, PA: AIME, p. 293.

Bailey, N. (1972), *Welding Journal* 51, 169.

Baker, T. J., Charles, J. A. (1972), *J. Iron Steel Inst. London* 210, 680.

Baker, T. N. (1978), *Scientific Progress* 65, Oxford: Blackwell Scientific Publications, p. 493.

Balliger, N. K. (1983), in: *Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steel*. London: The Metals Society, p. 73.

Balliger, N. K., Honeycombe, R. W. K. (1980), *Met. Science* 14, 121.

Balliger, N. K., Gladman, T. (1981), *Met. Science* 15, 95.

Banks, T. M., Gladman, T. (1979), *Metals Technology* 6 (3), 81.

Bardgett, W. E., Reeve, L. (1949), *J. Iron Steel Inst. London* 163, 277.

Barr, W., Honeyman, A. J. K. (1947), *J. Iron Steel Inst. London* 157, 239.

Blickwede, D. J. (1968), *Trans ASM* 61, 653.

Brown, L. M., Stobbs, M. M. (1971), *Phil. Mag.* 23, 1185.

Brownrigg, A. (1973), *Scripta Met.* 7, 1139.

Brownrigg, A., Ivancic, V. (1985), in: *High Strength Low Alloy Steels*: Dunne, D. P., Chandra, T. (Eds.). Warrendale, PA: AIME, p. 293.

Bucher, J. H., Grozier, J. D. (1965), *Met. Eng. Quart.*, *November*, 1.

Bucher, J. H., Grozier, J. D., Enrietto, J. F. (1968), *Fracture* 6, 244.

Butler, J. F., Bucher, J. H. (1978), in: *Dual Phase and Cold Processing of Vanadium Steels in the Automobile Industry*. London: Vanitec, p. 3.

Carlsson, J. E., Roberts, W., Sandberg, A. (1980), *Report No. IM*-1438. Stockholm: Swedish Institute for Metals Research.

Chandra, T., Weiss, I., Jonas, J. J. (1982), *Met. Science* 16, 97.

Coldren, A. P., Cryderman, R. L., Smith, Y. E. (1973), in: *Processing and Properties of Low Carbon Steels*: Gray, J. M. (Ed.). New York: AIME, 163.

Coldren, A. P., Tither, G. (1978), *J. Metals* 30 (4), 6.

Cracknell, A., Petch, N. J. (1955), *Acta Met.* 3, 186.

Cribb, W. R., Rigsbee, J. M. (1979), in: *Structure and Properties of Dual Phase Steels*: Kot, R. A., Morris, J. W. (Eds.). Warrendale, PA: AIME, p. 91.

Cuddy, L. J. (1982), in: *Thermo-mechanical Processing of Microalloyed Austenite*: De Ardo, A. J., Ratz, G. A., Wray, P. J. (Eds.). Warrendale, PA: AIME, p. 129.

Davies, R. G. (1978), *Met. Trans.* 9*A*, 41, 451 and 671.

Davies, R. G., Magee, C. L. (1979), *J. Metals* 31 (11), 17.

De Ardo, A. J. (1988), *Proceedings of 8th Conference of the Processing Technology Division of the Iron and Steel Society of AIME*, *Dearborn, MI*. Warrendale, PA: AIME, p. 67.

Duckworth, W. E. (1965), *J. Iron Steel Inst. London* 204, 1108.

Duckworth, W. E., Baird, J. D. (1969), *J. Iron Steel Inst. London* 207, 854.

Erasmus, L. S., Pussegoda, L. N. (1980), *Met. Trans*. 11A, 231.

Farrar, J. C. M. (1971), in: *Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steels*. London: The Iron and Steel Institute, p. 171.

Fix, R. M., Zheng, Y. Z., De Ardo, A. J. (1986), in: *HSLA Steels-Metallurgy and Applications*: Gray, J. M. et al. (Eds.). Metals Park, OH: ASN International, p. 219.

Garbarz, B. (1990). in: *Microalloyed Vanadium Steels*: Korchynsky, M., Gorczyca, S., Blicharski, M. (Eds.). Krakow: Assocation of Polish Metallurgical Engineers and Strategic Minerals Corporation, p. 259.

Garbarz, B., Pickering, F. B. (1988), *Mat. Sci. and Technol*. 4, 967.

Garcia, C. I., De Ardo, A. J. (1979), in: *Structure and Properties of Dual Phase Steels*: Kot, R. A., Morris, J. W. (Eds.). Warrendale, PA: AIME, p. 40.

Gladman, T. (1966), *Proc. Roy. Soc. A* 294, 298.

Gladman, T., Pickering, F. B. (1963), in: *Metallurgical Developments in Carbon Steels, Spec. Rep. No*. 81. London: The Iron and Steel Institute, p. 10.

Gladman, T., Pickering, F. B. (1967), *J. Iron Steel Inst. London* 205, 653.

Gladman, T., Pickering, F. B. (1983), in: *Yield, Flow and Fracture of Polycrystals*: Baker, T. N. (Ed.). London: Applied Science Publishers, p. 141.

Gladman, T., McIvor, I. D., Pickering, F. B. (1970), *J. Iron Steel Inst. London* 208, 153.

Gladman, T., Holmes, B., McIvor, I. D. (1971), in: *Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel*. London: The Iron and Steel Institute, p. 68.

Gladman, T., Dulieu, D., McIvor, I. D. (1977), in: *Microalloying* 75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, p. 25.

Graville, B. A. (1978), in: *Welding of HSLA (Microalloyed) Structural Steels*: Rothwell, A, B., Gray, J, M. (Eds.). Metals Park, OH: ASM, p. 85.

Grozier, J. D. (1977), in: *Microalloying* 75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, p. 241.

Hammer, R., Simon, R. W. (1984), in: *HSLA Steels-Technology and Applications*: Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park, OH: ASM, p. 359.

Harbraken, L. J., Economopoulus, M. (1967), in: *Transformation and Hardenability in Steels*. Ann Arbor, MI: Climax Molybdenum Company Ltd., p. 69.

Hellman, P., Hillert, M. (1975), *Scand. J. of Met*. 4, 211.

Hillert, M. (1988), *Rep. No. TRITA-MAC*-0369. Stockholm: Swedish Royal Institute of Technology.

Hilty, D. C., Popp, V. T. (1969), *Electric Furnace Conference Proceedings*, AIME, 27, 52.

Honeycombe, R. W. K. (1980), *Met. Sci*. 14, 201.

Honeycombe, R. W. K. (1986), in: *HSLA Steels-Metallurgy and Applications*: Gray, J. M. et al. (Eds.). Metals Park, OH: ASM International, p. 243.

Hudd, R. C. (1977), in: *Low Carbon Steels for the Eighties*. London: The Institution of Metallurgists, paper III-A1.

Hyami, S., Furukowa, T. (1977), in: *Microalloying* 75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, p. 78.

Iron and Steel Institute (1972), *The Production and Application of Clean Steels*. London: The Iron and Steel Institute.

Irvine, K. J., Pickering, F. B. (1957), *J. Iron Steel Inst. London* 187. 292.

Irvine, K. J., Pickering, F. B., Heselwood, W, C., Atkins. M. (1957). *J. Iron Steel Inst. London* 186. 54.

Irvine, K. J., Gladman, T., Pickering, F. B. (1967), *J. Iron Steel Inst. London* 205. 161.

Irvine, K. J., Gladman, T., Orr, J., Pickering, F. B. (1970), *J. Iron Steel Inst. London* 208, 717.

Jonas, J, J., Akben, M. G. (1981), *Metals Forum* 4, 92.

Kamino, H., Ueno, K., Tsakada, K., Hirabe, K. (1986), in: *Accelerated Cooling of Steel*: Southwick, P. D. (Ed.). Warrendala, PA: TMS-AIME, p. 195.

Kiessling, R. (1968), *Non-Metallic Inclusions in Steel*. London: The Iron and Steel Institute.

Kiessling, R. (1980), *Met. Science* 14 (5), 161.

Kiessling, R., Lange, N. (1978), *Non-Metallic Inclusions in Steel*. London: The Metals Society.

Kilworth, S. R., Wannell, P. H. (1980), in: *Hot Working and Forming Processes*: Sellars, C. M., Davies, G. J. (Eds.). London: The Metals Society, p. 113.

Korchynsky, M., Stuart, H. (1970), in: *Low Alloy High Strength Steels*. Nürnberg: Metallurg, p. 17.

Korchynsky, M. (1990), in: *Microalloyed Vanadium Steels*: Korchynsky, M., Gorczyca, S., Blicharski, M. (Eds.). Krakow: Association of Polish Metallurgical Engineers and Strategic Minerals Corporation, p. 5.

Kozasu, I., Ouchi, C., Sampei, T., Okita, T. (1977), in: *Microalloying* 75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, p. 100.

Kozasu, I., (1988), *Proceedings of Thermec*-88: Tamura, I. (Ed.). *Iron and Steel Inst. Japan*, 420.

Lagneborg, R. (1978), in: *Dual Phase and Cold Processing of Vanadium Steels in the Automobile Industry*. London: Vanitec, p. 43.

Lanzillotto, C. A. N., Pickering, F. B. (1982), *Met. Science* 16, 371.

Lo Bon, A. B., de Saint Martin, L. N. (1977), in: *Microalloying* 75, Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, p. 72.

Leung, C. H., van Vlack, L. H. (1981), *Met. Trans.* 12*A*, 987.

Little, J. H., Henderson, W. L. M. (1971), in: *Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steels*. London: The Iron and Steel Institute, p. 182.

Luyckx, L., Bell, J. R., McClean, A., Korchynsky, M. (1970), *Met. Trans.* 1. 341.

Martensson, H. (1971), *Met. Trans.* 2, 3490.

Martensson, H. (1972), *Scand. J Met.* 1, 319.

Matsuda, S., Okumura, N. (1978). *Trans. Iron and Steel Inst. Japan, Tokyo*, 18, 198.

McEvily, A. J., Davies, R. G., Magee, C. L., Johnson. T. L. (1967), in: *Transformation and Hardenability in Steel*. Ann Arbor, MI: Climax Molybdenum Co. Ltd., p. 179.

McEvily, A. J., Magee, C. L. (1968), *Publication No.* 114. London: The Iron and Steel Institute. p. 111.

Melloy, G. F., Dennison, J. D. (1973), in: *The Microstructure and Design of Alloys* Vol. 1. London: The Metals Society, p. 60.

Metals Society (1983), *Clean Steel-Proceedings of Second International Confer*ence. London: The Metals Society.

Meyer, L., Heisterkamp, F., Mueschenborn. W. (1977), in: *Microalloying* ' 75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, p. 130.

Meyer, L., Strassburger, C., Schneider, C. (1986). in: *HSLA Steels-Metallurgy and Applications*: Gray, J. M. et al. (Eds.). Metals Park. OH: ASM International, p. 29.

Michel, J. P., Jonas, J. J. (1981), *Acta Met.* 29, 513.

Michelich, J. H., Bell, J. R., Korchynsky, M. (1971), *J. Iron Steel Inst. London* 209, 469.

Morgan. E. R., Dancy, T. E., Korchynsky, M. (1965). *Blast Furnace and Steel Plant* 53, 921.

Narita, K. (1975), *Trans. Iron Steel Inst. Japan*. 15, 145.

Nevalainen, H., Ollilainen, V., Vihavainen, L. (1976), *Scand. J. Met.* 5, 319.

Ohtani, H., Terasaki, F., Kunitake, T. (1972). *Trans. Iron Steel Inst. Japan*, 12, 118.

Owen, W. S. (1980), *Metals Technology* 7 (1), 1.

Paules, J. R. (1990), in: *Microalloyed Vanadium Steels*: Korchynsky, M., Gorczyca, S., Blicharski, M. (Eds.). Krakow: Association of Polish Metallurgical Engineers and Strategic Minerals Corporation, p. 19.

Paules, J. R., Fisher, S. (1989), in: *Proceedings of* 30*th Mechanical Working and Steel Processing Conference*. Warrendale, PA: AIME, p. 59.

Paules, J. R., Hammonds, D., Peterson, D. (1990), in: *Proceedings of* 31*st Mechanical Working and Steel Processing Conference*. Warrendale, PA: AIME, p. 131.

Paxton, H. W. (1981), in: *Alloys for the Eighties*: Barr, R. Q. (Ed.). London: Climax Molybdenum Company Ltd., p.

185.

Petch, N. J. (1953), *J. Iron Steel Inst. London* 174, 25.

Phillips, R., Chapman, J. A. (1966), *J. Iron Steel Inst. London* 204, 615.

Pickering, F. B. (1967), in: *Transformation and Hardenability in Steel*. Ann Arbor, MI: Climax Molybdenum Co. Ltd., p. 109.

Pickering, F. B. (1972), in: *Towards Improved Toughness and Ductility*. Kyoto: Climax Molybdenum Co. Ltd., p. 9.

Pickering, F. B. (1977), in: *Microalloying 75*: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, p. 3.

Pickering, F. B. (1978a), *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. London: Applied Science Publishers.

Pickering, F. B. (1978b), in: *Hardenability Concepts with Applications to Steels*: Doane, D. V., Kirkaldy, J. S. (Eds.). Warrendale, PA: AIME, p. 179.

Pickering, F. B. (Ed.) (1979), *Inclusions*, Monograph No. 3. London: The Institution of Metallurgists.

Pickering, F. B. (1984), in: *HSLA Steels-Technology and Applications*: Korchynsky, M. (Eds.). Metals Park, OH: ASM, p. 1.

Pickering, F. B. (1986), in: *HSLA Steels-Metallurgy and Applications*: Gray, J. M. et al. (Eds.). Metals Park, OH: ASM International, p. 305.

Pickering, F. B. (1990a), in: *Microalloyed Vanadium Steels*: Korchynsky, M., Gorczyca, S., Blicharski, M. (Eds.). Krakow: Association of Polish Metallurgical Engineers and Strategic Minerals Corporation, p. 79.

Pickering, F. B. (1990b), in: *31st Mechanical Working and Steel Processing Conf.*, Warrendale, PA: AIME, p. 381.

Rashid, M. S. (1976), *US Patent Application No*. 442457.

Rigsbee, J. M., Abrahams, J. K., Davenport, A. T., Franklin, J. E., Pickens, J. W. (1979), in: *Structure and Properties of Dual Phase Steels*: Kot, R. A., Morris, J. W. (Eds.). Warrendale, PA: AIME, p. 304.

Roberts, J. E. (1967), in: *Strong, Tough Structural Steels*. London: The Iron and Steel Institute, p. 103.

Roberts, M. J. (1970), *Met. Trans*. 1, 3287.

Roberts, W. (1980), *Scand J. Met*. 9, 13.

Roberts, W. (1984), in: *HSLA Steels-Technology and Applications*, Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park, OH: ASM, p. 33.

Roberts, W., Lidefelt, H., Sandberg, A. (1980), in: *Hot Working and Forming Processes*: Sellars, C. M., Davies, G. J. (Eds.). London: The Metals Soc., p. 38.

Roberts, W., Sandberg, A., Siwecki, T., Werlefors, T. (1984), in: *HSLA Steels-Technology and Applications*: Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park, OH: ASM, p. 67.

Roberts, W., Sandberg, A. (1985). *Report No, IM*1489. Stockholm: Swedish Institute for Metals Research.

Sage, A. M. (1976), *Metals Technology* 3, 1.

Sage, A. M., Cochrane, R. C. (1988), *The Development of a Weldable, Normalized V-Ti Structural Steel*. London: Vanadium International Technical Committee, VANITEC.

Sakai, T., Akben, M. G., Jonas, J. J. (1982), in: *Thermo-mechanical Processing of Microalloyed Austenite*: De Ardo, A. J., Ratz, G. A., Wray, P. J. (Eds.), Warrendale, PA: AIME, p. 237.

Sandberg, A., Roberts, W. (1982), in: *Thermo-mechanical Processing of Microalloyed Austenite*: De Ardo, A. J., Ratz, G. A., Wray, P. J. (Eds.). Warrendale, PA: AIME, p. 405.

Schwartz, D. M., Ralph, B. (1969), *Phil. Mag*. 19, 1069.

Sellars, C. M. (1980), in: *Hot Working and Forming Processes*: Sellars, C. M., Davies, G. J. (Eds.). London: The Metals Society, p. 3.

Sellars, C. M. (1986), in: *HSLA Steels-Metallurgy and Applications*: Gray, J. M. et al. (Eds.). Metals Park, OH: ASM International, p. 73.

Sellars, C. M., Whiteman, J. A. (1979), *Met. Science* 13, 187.

Sigalla, A. (1957), *J. Iron Steel Inst, London* 186, 90.

Siwecki, T. (1990), in: *Microalloyed Vanadium Steels*: Korchynsky, M., Gorczyca, S., Blicharski, M. (Eds.). Krakow:

Association of Polish Metallurgical Engineers and Strategic Minerals Corporation, p. 63.

Siwecki, T., Sandberg, A., Roberts, W., Lagneborg, R. (1982), in: *Thermo-mechanical Processing of Microalloyed Austenite*: De Ardo, A. J., Ratz, G. A., Wray, P. J. (Eds.). Warrendale, PA, AIME, p. 163.

Siwecki, T, Sandberg, A., Roberts, W. (1984), in: *HSLA Steels-Technology and Applications*: *Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park*, OH: ASM, p. 619.

Smith, Y. E., Coldren, A. P., Cryderman, R. L. (1972), in: *Towards Improved Ductility and Toughness*. Kyoto: Climax Molybdenum Co. Ltd., p. 109.

Speich, G. R., Cuddy, L. J., Gordon, C. R., De Ardo, A. J. (1984), in: *Phase Transformations in Ferrous Alloys*: Marder, A. R., Goldstein, J. I. (Eds.). Warrendale, PA: AIME, p. 341.

Swedish Institute for Metals Research (1981), *Swedish Symposium on Non-Metallic Inclusions in Steel*. Stockholm: Swedish Institute for Metals Research.

Szekely, J (1979), *Fluid Flow in Metals Processing*. New York: Academic Press.

Tamura, I., Ouchi, C., Tanaka, T., Sekine, H. (1988), *Thermo-mechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels*. London: Butterworth.

Tanaka, T. (1981), *Int. Met. Reviews* 1981 (4), 185.

Tanaka, T., Tabata, N., Hatomura, T., Shiga, C (1977), in: *Microalloying* 75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, p. 88.

Thomas, G. (1981). *Sheet Metal Industries*, *June*, 442.

Tither, G., Kewell, J., Frost, M. G. (1971), in: *The Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steels*. London: The Iron and Steel Institute, p. 157.

Turkdogan, E. (1983), in: *Clean Steel*. London: The Metals Society, p. 75

Umemoto, M., Ohtsuka, H., Tamura, I. (1988), in: *Proceedings of Thermec-88*, Tamura, I. (Ed.). Tokyo: Iron and Steel Institute of Japan, p. 769.

Wadsworth, J., Keown, S. R., Woodhead, J. H. (1976), *Metal Science* 15 (3), 89.

Wagner, C. Z. (1961), *Z. Electrochem.* 65, 581.

Weister, H. J., Ulmer, H. (1959), *Stahl u. Eisen* 79, 1120.

Wey, M., Sakuma, T, Nishizawa, T. (1981), *Trans. Jap. Inst. of Metals* 22 (10), 733.

Whiteman, J. A. (1977), in: *Low Carbon Steels for the Eighties*, London: The Institution of Metallurgists, paper I 1.

Williams, D. B., Newbury, D. E., Goldstein, J. I., Fiori, C. E. (1984), *J. Microscopy* 136, 209.

Wilson, W. G., McLean, A. (1980), *Desulphurisation of Iron and Steel and Inclusion Shape Control*. Warrendale, PA: AIME.

Woodhead, J. H., Whiteman, J. A. (1973), in: *Processing and Properties of Low Carbon Steels*: Gray, J. M. (Ed.), New York: AIMF.

Yamamoto, S., Ouchi, C., Osuka, T. (1982), in: *Thermo-mechanical Processing of Microalloyed Austenite*. De Ardo, A. J., Ratz, G. A., Wray, P. J. (Eds.). Warrendale, PA: AIME, p. 613.

Zajac, S., Siwecki, T., Hutchinson, B., Attlegard, M. (1990), in: *Microalloyed Vanadium Steels*: Korchynsky, M., Gorczyca, S., Blicharski, M. (Eds.). Krakow: Association of Polish Metallurgical Engineers and Strategic Minerals Corp., p. 149.

Zener, C. (1948). Referred to by Smith, C. S. (1948), *Trans AIME* 175, 15.

Zheng, Y. Z., Fitzsimons, G., De Ardo, A. J. (1984), in: *HSLA Steels-Technology and Appliations*: Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park, OH: ASM, p. 85.

一般阅读材料

Cohen, M., Hansen, S. S. (1986), in: *HSLA Steels-Metallurgy and Applications*: Gray, J. M. et al. (Eds.). Metals Park, OH: ASM International, p. 61.

Duckworth, W. E., Baird, J. D. (1969), *J. Iron Steel Inst. London* 207, 854.

Gladman, T, Dulieu, D., McIvor, I. D. (1977), in: *Microalloying* 75: Korchynsky, M (Ed.). New York: Union Car-

bide Corporation, p. 25.

Gladman, T., Pickering, F. B. (1983), in: *Yield, Flow and Fractrue in Polycrystals*: Baker, T. N. (Ed.). London: Applied Science Publishers, p. 141.

Gray, J. M., De Ardo, A. J. (1986), in: *HSLA Steels -Metallurgy and Applications*: *Gray*, J. M. et al. (Eds.). Metals Park, OH: ASM International, p. 83.

Honeycombe, R. W. K. (1981), *Steels-Microstrurture and Properties*. London: Ed. Arnold Publishers.

Honeycombe, R. W. K. (1986), in: *HSLA Steels-Metallurgy and Applications*: Gray, J. M. et al, (Eds.). Metals Park. OH: ASM International, p. 243.

Kiessling, R., Lange, N. (1978), *Non-metallic Inclusions in Steel*. London: The Metals Society.

Kozasu, I., Ouchi, C., Sampei, T., Okita, T. (1977), in: *Microalloying* 75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, P. 100.

Krauss, G. (1980), *Principles of Heat Treatment of Steels*. Metals Park, OH: ASM.

Krauss, G. (1990), *Steels-Heat Treatment and Processing Principles*. Materials Park, OH: ASM.

Leslie, W. C. (1981), *The Physical Metallurgy of Steels*. New York: McGraw-Hill Book Company.

Meyer, L., Heisterkamp, F., Mueschenborn, W. (1977), in: *Microalloying* 75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, p. 130.

Meyer, L., Strassburger, C., Schneider, C. (1986), in: *HSLA Steels-Metallurgy and Applications*: Gray, J. M. et al. (Eds.). Metals Park, OH: ASM International, p. 29.

Owen, W. S. (1980), *Metals Technology* 7 (1), 1.

Paxton, H. W. (1981), in: *Alloys for the Eighties*: Barr, R. Q. (Ed.). London: Climax Molybdenum Company Ltd.

Pickering, F. B. (1977), in: *Microalloying* 75: Korchynsky, M. (Ed.). New York: Union Carbide Corporation, p. 3.

Pickering, F. B. (1978), *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. London: Applied Science Publishers.

Pickering, F. B. (Ed.) (1979), *Inclusions*, *Monograph No*. 3. London: The Institution of Metallurgists.

Pickering, F. B. (1984), in: *HSLA Steels-Technology and Applications*: Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park, OH: ASM, p. 1.

Pickering, F. B. (1990), in: *Microalloyed Vanadium Steels*: Korchynsky, M., Gorczyca, S., Blicharski, M. (Eds.). Krakow: Association of Polish Metallurgical Engineers and Strategic Minerals Corporation, p. 79.

Roberts, W. (1984), in: *HSLA Steels-Technology and Applications*: Korchynsky, M. (Ed.). Metals Park, OH: ASM, p. 33.

Sellars, C. M. (1980), in: *Hot working and Forming Processes*: Sellars, C. M, Davies, G. J. (Eds.). London: The Metals Society.

Sellars, C. M. (1986), in: *HSLA Steels-Metallurgy and Applications*: Gray, J. M. et al. (Eds.). Metals Park, OH: ASM International, p. 73.

Tamura, I., Ouchi, C., Tanaka, T., Sekine, H. (1988), Thermo-mechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels. London: Butterworth.

Tanaka, T. (1981), *Int. Met. Reviews* 1981 (4), 185.

Wilson, W. G., McLean, A. (1980), *Desulphurisation of Steel and Inclusion Shape Control*. Warrendale, PA: AIME.

Woodhead, J. H., Keown, S. R. (1986), in: *HSLA Steels -Metallurgy and Applications*: Gray, J. M. et al. (Eds.). Metals Park, OH: ASM International, p. 15.

Ballance, J. B. (Ed.) (1977), *Hot Deformation of Austenite*. New York: AIME.

Barr, R. Q. (Ed.) (1981), *Alloys for the Eighties*. London: Climax Molybdenum Co. Ltd.

British Steel Corporation (1976) *Controlled Processing of HSLA Steels*. Sheffield:

Climax Molybdenum Company Ltd. (1972), *Towards Improved Toughness and Ductility*. Kyoto: Climax Molybdenum Company Ltd.

De Ardo, A. J., Ratz, G. A., Wray, P. J. (Eds.) (1982), *Thermo-mechanical Processing of Microalloyed Austenite*. Warrendale, PA: AIME.

Dunne, D. P., Chandra, T. (1985), *High Strength Low Alloy Steels*. Warrendale, PA: AIME.

Gray, J. M. (Ed.) (1973), *Processing and Properties of Low Carbon Steel*. New York: AIME.

Gray, J. M., Ko, T., Zhang Shouhua, Wu Baorong, Xie Xishan (Eds.) (1986), *HSLA Steels: Metallurgy and Applications*. Metals Park, OH: ASM International.

Institution of Metallurgists (1977), *Low Carbon Steels for the Eighties*. London: The Institution of Metallurgists.

Iron and Steel Institute (1971), *Effect of Second Phase Particles on The Mechanical Properties of Steels*. London: The Iron and Steel Institute.

Iron and Steel Institute of Japan (1981), *Hot Deformation of Steels*. Tokyo:

Korchynsky, M. (Ed.) (1977), *Microalloying* 75. New Youk: union Carbide Corporation.

Korchynsky, M. (Ed.) (1984). *HSLA Steels-Technology and Applicatins*. Metals Park, OH: ASM.

Korchynsky, M., Gorczyca, S., Blicharski, M (Eds.) (1990). *Microalloyed Vanadium Steels*. *Krakow*: Association of Polish Metallurgical Engineers and Strategic Minerals Corporation.

Kot, R. A., Morris, J. W. (Eds.) (1979), *Structure and Properties of Dual Phase Steels*. Warrendale, PA, AIME.

Marder, A. R., Goldstein, J. I. (Eds.) (1984), *Transformations in Ferrous Alloys*, Warrendale, PA: TMS-AIME.

Metals Society (1974), *The Microstructure and Design of Alloys*, Vol. 1, 2. London: The Metals Society.

Metals Society (1979), *Pipe Welding*. London: The Metals Society.

Metals Society (1982), *Steels for Line Pipe and Pipe-line Fittings*. London: The Metals Society.

Metals Society (1983), *Advances in the Physical Metallury and Applications of Steels*. London: The Metals Society.

Metals Society (1983), *Clean Steel*. London: The Metals Society.

Metallurg Companies, Düsseldorf (1970), *Low Alloy High Strength Steels*. Düsseldorf: Metallurg Companies.

Rothwell, A. B., Gray, J. M. (Eds.) (1978). *Welding of HSLA (Microalloyed) Structural Steels*. Metals Park, OH: ASM.

Sellars, C. M., Davies, G. J. (Eds.) (1980), *Hot Working and Forming Processes*. London: The Metals Society.

Southwick, P. D. (Ed.) (1986), *Accelerated Cooling of Steel*. Warrendale, PA: AINE.

Tamura, I. (Ed.), (1988), *Thermec* 88. Tokyo : Iron and Steel Institute of Japan.

Vanitec (1978), *Dual Phase and Cold Processing of Vanadium Steels in the Automobile Industry*. London: Vanitec.

Vanitec (1980), *Technology and Applications of Vanadium Steels*. London: Vanitec.

9 钢轨、棒材、型钢及锻件用中高碳钢

Terence Gladman

University of Leeds, School of Materials, Leeds, U.K.

(祖荣祥 译)

目录

符号与缩语表

符号	含义
c_i	i 溶质的浓度（wt%）
C	母相系数
d	铁素体晶粒尺寸的平均线截距（mm）
$\mathbf{D}$	稀释系数
D	扩散系数
f	体积分数
h_i	i 溶质的脆化系数
I	冲击转变温度（℃）
I_o	常数
k_i	i 溶质的固溶强化系数
k_s，k_T	溶解度积和在给定温度 T 的溶解度积
K	常数
p	珠光体团的尺寸（mm）
Q	激活能
r	时间 t 时的颗粒尺寸
r_0	$t=0$ 时的原始颗粒尺寸
r_c	临界半径
R	气体常量
R_0	母相奥氏体晶粒半径
s	片层间距（mm）
t	渗碳体片层厚度
t	时间
T	温度（K）
T	抗拉强度（MPa）
V	颗粒克分子体积
x	颗粒尺寸（μm）
Y	屈服应力（MPa）
ΔY	因沉淀强化影响下屈服应力而导致屈服应力的提高（MPa）
Z	较大晶粒与其相邻的较小晶粒的半径之比
α	常数
σ	颗粒与母相间的界面能
σ_o	纯铁的摩擦应力
σ_y	下屈服应力
ADI	奥氏体回火延性铸铁
ASTM	美国材料试验学会
BS	英国标准

ETD	高温拉拔
GCT	晶粒粗化温度
HSLA	高强度低合金
ISO	国际标准组织
MGT	百万总吨位（10^6t）

·p.403·

9.1 前　言

中高碳钢是指这样一些钢，其碳含量为0.30%或更高，但是除锰外不含专门加入的合金元素；在个别情况下可借助少量合金元素控制显微组织的某些性能，但是并不改变其固有的特性，所以微合金化也是允许的（见第8章）。由此可以把中高碳钢和低合金工程用钢（见第10章）区分开来。

属于上述中高碳钢中的许多种钢都以半成品圆钢、型钢、短条或方坯等形式生产，然后再进行各种加工，如剪切、冷加工、热锻或机械加工、热处理（或不经过热处理）。然而这类钢也用来制造钢轨和钢筋，后者可以视为直接成品。

本章的内容将包括中高碳钢显微组织的改善和控制，组织与性能的关系及其制品的性能，这些制品能否在热锻状态下进一步加工，或是直接用于钢轨。

9.2 中高碳钢的显微组织

9.2.1 基本显微组织

即使经过相当快速冷却之后，中高碳钢的显微组织通常也是铁素体和珠光体，其中珠光体的含量随钢中碳含量增加而增加。当碳含量大约为0.8wt%时，显微组织完全成为珠光体。碳含量更高时，显微组织则为渗碳体（Fe_3C）和珠光体。由图9-1 Fe—Fe_3C相图（Smithells，1983）可以清楚地了解显微组织构成的这一变化。在高温下这些钢全部是处于单相区，即碳在面心立方晶格的铁中的固溶体—奥氏体（γ）相。冷却时除去采用最快的冷却速度，奥氏体固溶体将分解为铁素体（α）和渗碳体（Fe_3C）。铁素体是铁的体心立方同素异形体，碳在其中的溶解度极小。最终得到的室温显微组织的特点取决于钢中的碳含量。在亚共析，即C<0.8wt%内，当温度降低到A_3点时则开始生成铁素体（见第1章）。因为铁素体的碳含量极低，故剩余的奥氏体富碳。双相区内铁素体和奥氏体的比例可以以铁素体和奥氏体的成分为杠杆、以合金成分为支点的杠杆定律来确定。当温度逼近共析温度A_1（Fe—C合金为723℃）时，富碳奥氏体成分接近共析成分。在共析温度发生共析反应，剩余奥氏体分解为铁素体和渗碳体

$$\underset{(0.8wt\%C)}{奥氏体} \rightarrow \underset{(0.02wt\%C)}{铁素体} + \underset{(Fe_3C)}{渗碳体}$$

这种反应生成的共析组织由交替的铁素体和渗碳体片所组成，亦即所谓的珠光体组织。因而亚共析钢的显微组织将包括先共析铁素体和共析珠光体。

·p.404·

过共析成分（即C>0.8wt%）的钢在冷却时，当温度降至A_{cm}线即开始转变。此时，奥氏体分解以渗碳体的生核和长大开始。通常，渗碳体沿原始奥氏体晶界呈细网状。含有6.7wt%C的渗碳体的生成使奥氏体贫碳。在这一区域（奥氏体和渗碳体）内

各相的比例也可以由杠杆定律来测算。当温度接近共析温度，贫碳奥氏体的成分则接近共析成分，一直到上述共析转变在共析温度发生。然后剩余的奥氏体分解为由铁素体和渗碳体组成的层片状共析珠光体组织。这样，最终的显微组织中将含有沿原奥氏体晶界的先共析网状渗碳体，其余为珠光体。

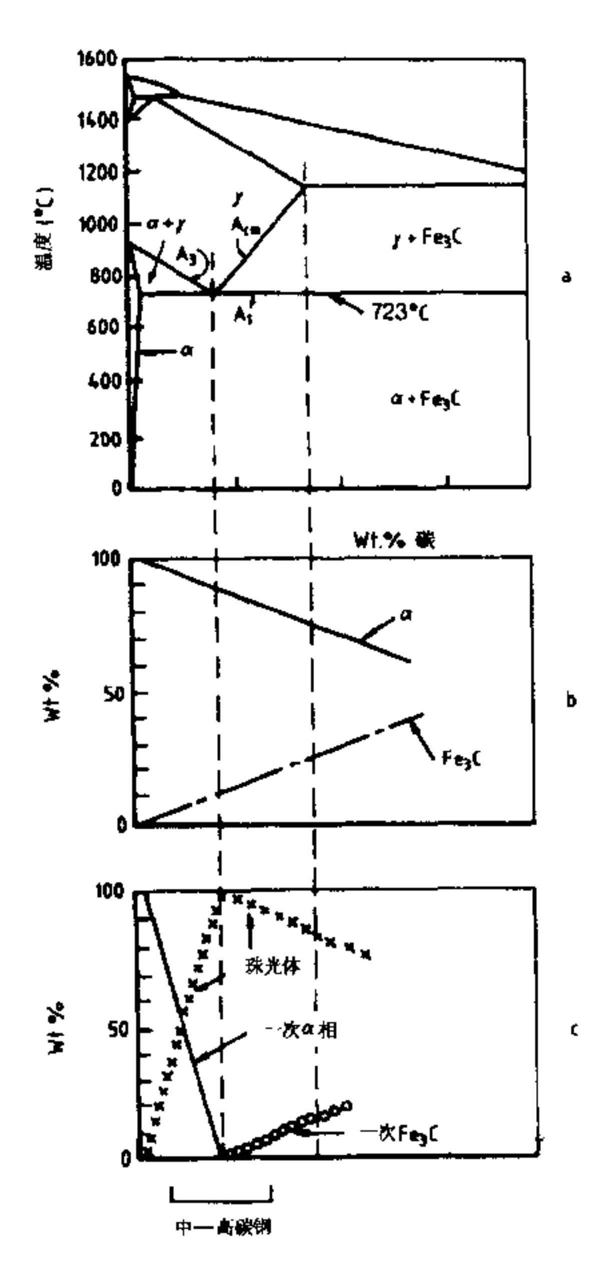


图 9-1 Fe—Fe_3C 相图及各相比例和显微组织构成

(a) 相图；(b) 各相含量百分数；

(c) 显微组织中各成分的百分数

共析成分的钢在平衡状态下既不含有先共析铁素体也不含先共析渗碳体，而是完全的珠光体组织。当从高温冷却下来时，钢中的奥氏体在达到共析温度之前一直保持不变。在共析温度，全部奥氏体分解成铁素体和渗碳体构成的片状共析体，即珠光体。

·p.405·

铁素体和渗碳体双相区內各相的比例也可以用铁素体（碳含量极低）和渗碳体（6.7wt%C）的成分通过杠杆定律求得。但是利用这些显微组织（铁素体和珠光体或渗碳体和珠光体）的成分作为杠杆来确定各种显微组织构成的比例时，还必须以合金的成分作为支点。这样，各相的比例和各显微组织构成比例是极不相同的；这两种比例的变化连同平衡相图都在图 9-1 中给出。图 9-2 中是经抛光和浸蚀后铁素体-珠光体组织的扫描电镜照片。其中的先共析铁素体和共析珠光体的片状特征都看得很清楚。

经缓慢冷却、不加任何特殊合金元素的中高碳钢的显微组织由铁素体和珠光体组成，当钢的碳含量由 0.3wt%提高到 0.8wt%时，珠光体含量的百分数由约 37%提高到 100%。在较高含碳量的钢中，珠光体部分被渗碳体所取代。所以，碳含量为 1.2wt%时，组织中将含有大约 6.8%的自由渗碳体。

9.2.2 合金元素对组织构成的影响

加入少量的合金元素通过改变共析温度和碳的共析成分而影响这些钢的显微组织形

态。锰、镍等元素降低共析温度及共析成分的碳含量。铬元素提高共析温度但降低共析成分的碳含量。Bain 和 Paxton（1961 年）曾总结了各合金元素的上述各种影响作用，如图 9-3 所示。因此，中高碳钢经缓慢冷却后的显微组织中各成分所占的比例将随其含有合金元素如锰、铬等而改变。这两种元素将提高珠光体所占的比例。

·p.406·

9.2.3 合金元素对显微组织生成动力学的影响

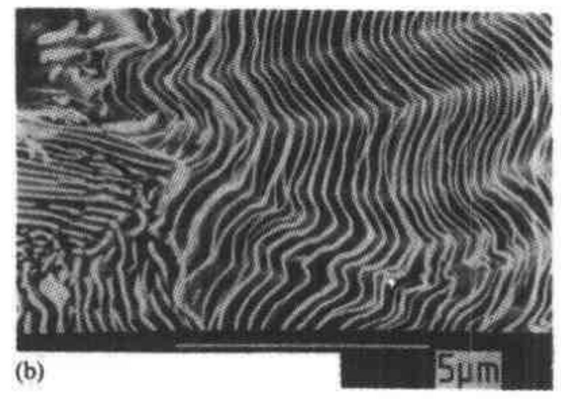
利用合金元素对奥氏体转变的动力学影响，可以显著改变中高碳钢中显微组织内铁素体和珠光体的比例。此外，利用已知的动力学影响也可以改变显微组织的形貌和尺度。中高碳钢的等温转变研究业已表明其具有由扩散控制的传统转变 C 曲线特性（图 9-4，Zener，1946）。当亚共析钢和共析钢分别处于低于 A_3 和 A_1 的亚临界温度下而具有一个小过冷度时，则其转变速度受获得的驱动力（即自由能变化，见卷 5）控制，这一驱动力随过冷度增加而增加。因而当温度降低时则转变速度提高。然而在较低温度下，为形成先共析铁素体或铁素体和渗碳体呈交替片状排列的珠光体所必须的碳在奥氏体内的扩散速度受到限制，故此时的转变速度随温度降低而降低。

等温转变产物的许多特点与显微组织中各组成部分的比例及其形貌和尺寸都有关系。降低等温转变温度对亚共析钢的显微组织有以下影响：

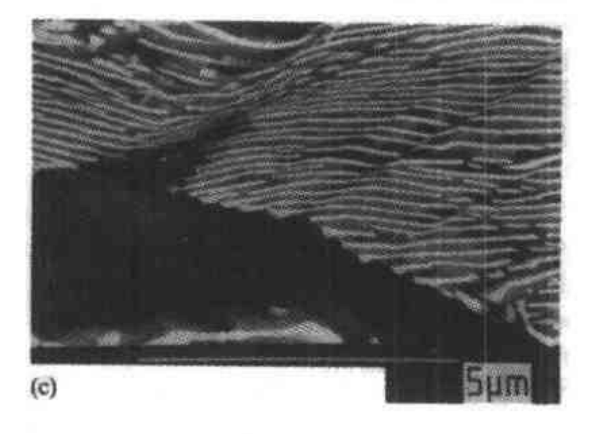
·p.407·



(a)



(b)



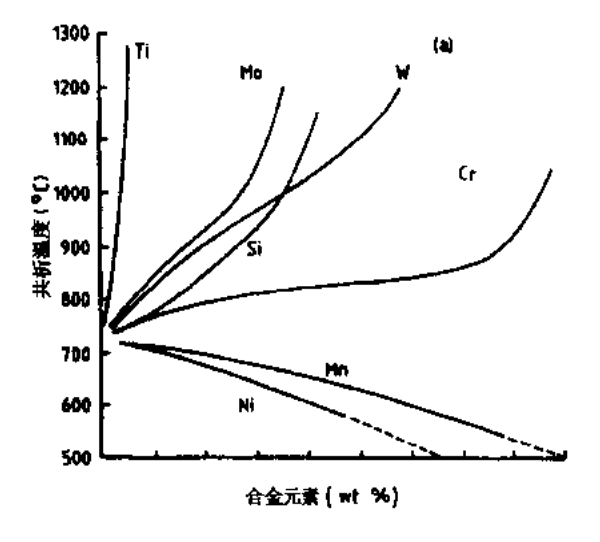
(c)

图 9-2 珠光体显微组织及变形对其影响（扫描电镜照片）

(a) 未经变形的铁素体-珠光体组织；(b) 经 40%冷轧变形后片层折皱的珠光体；(c) 经 50%冷轧变形后出现剪切断裂和空穴的珠光体（白线表示长度单位，μm）

（a）显微组织组成的比例

转变温度降低则先共析铁素体所占的比例下降，进一步结果是珠光体的碳含量较



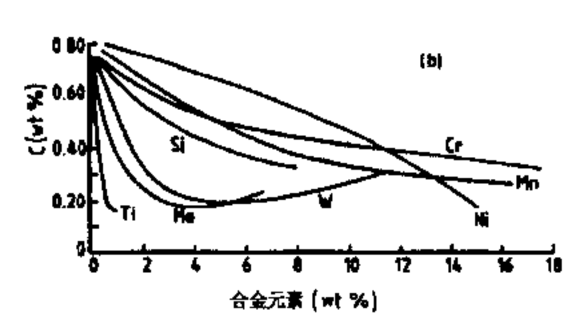


图 9-3 合金元素对共析温度（a）和共析碳含量（b）的影响（根据 Bain 和 Paxton，1961 年）

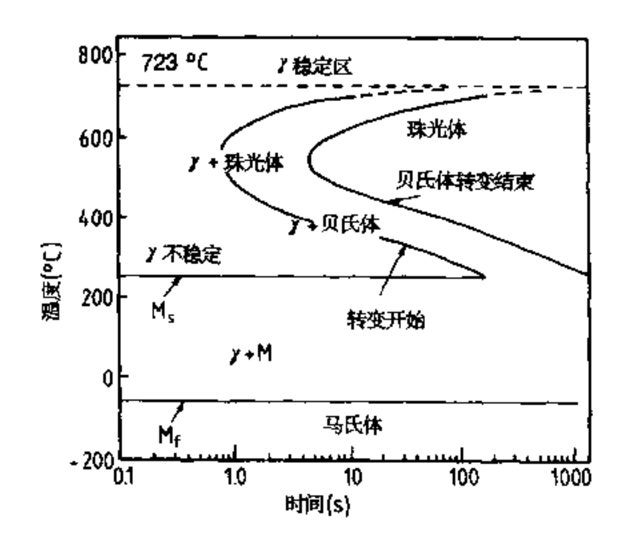


图 9-4 碳素共析钢的等温转变曲线



低，即珠光体中渗碳体相的比例较小。当珠光体含碳量低于平衡碳含量时被称为“稀释”珠光体。这种稀释珠光体不仅可通过降低转变温度，而且可借助合金元素的作用来获得，因为合金元素降低共析碳含量，而且由于其动力学影响而降低连续冷却过程中的

转变温度。

(b) 铁素体形貌

转变温度降低时，先共析铁素体仅局限于在原奥氏体晶界处生成。虽然在高温下铁素体主要在原奥氏体晶界处生核，但是低的过冷度所造成的驱动力也低，因而使铁素体生核率也较低；而且由于碳的扩散能力强，每一个铁素体晶核都可以长大到较大尺寸。因此，这种情况下倾向于在最终铁素体-珠光体组织中生成不连续的多边形铁素体晶粒。

在较低的转变温度下，由于过冷度较大而使铁素体在奥氏体晶界的生核速率提高，但是却因为温度低而使各铁素体晶粒的长大速度受到限制。这样，在较低转变温度生成的铁素体将倾向于沿原奥氏体晶界呈连续网状。原奥氏体晶界上铁素体的连续程度明显地受钢中碳含量的影响，碳含量较高的钢中的铁素体连续性将有较大地降低。

从上述讨论可以清楚地看到，较低的转变温度也会细化铁素体晶粒。

(c) 珠光体的形貌和特性

因为珠光体通过生核和长大的过程而形成，所以具有高过冷度（以及相应的高驱动力）的低转变温度使奥氏体-珠光体转变中的生核速度提高，但长大速度降低。其结果是珠光体颗粒变小（其中许多可能与单个原奥氏体晶粒有关系）。这些珠光体颗粒通常被称为“团”，但许多团可以互相联接在一起而形成近似于球状的珠光体族（Patch）。

控制较低温度下珠光体反应速度的因素是碳在奥氏体内的扩散（虽然碳在γ珠光体界面的扩散可能更重要）。降低转变温度的作用是减小这种片状共析组织的片间距离。因而，由于较低转变温度而使珠光体片层的厚度变小。

Mehl（1939）提出片间距（s）与转变温度之间有下列关系：

$$s = K\exp\left(\frac{Q}{\alpha RT}\right) \tag{9-1}$$

式中，K 和 α 是常数，Q 是激活能，T 是温度（K）。

·p.408·

Gensamer 等（1942）指出，上述关系式中的 Q 值与碳在奥氏体中的扩散激活能（约120kJ/mol）是一致的。

等温转变温度对中高碳钢转变组织特点的这些影响可以直接用连续冷却转变中发现的各种影响来说明。以不同的速度冷却可以在冷却中于不同温度保持不同的时间。因为转变速度受显微组织的物理参量控制，所以快速冷却将有效地降低转变得以完成的温度。于是快速冷却的影响即直接反映改变等温转变温度所产生的影响。由奥氏体温度区提高冷却速度，将会导致：

(i) 降低含碳量一定的亚共析钢显微组织中的先共析铁素体含量比例；

(ii) 增加亚共析钢中珠光体含量的比例；

(iii) 亚共析钢中的珠光体稀释，即珠光体的碳含量低于平衡值，为此渗碳体所占的比例较低。这种情况与共析钢不同，共析钢中的珠光体总是含有平衡碳量；

(iv) 降低亚共析钢中铁素体晶粒尺寸；

(v) 降低珠光体团尺寸；

(vi) 降低珠光体的片间距。

在共析钢中，显微组织中所观察到的变化显然只能是与珠光体的特点相关。

9.2.4 合金元素对转变动力学和显微组织特性的影响

几乎所有的常用合金元素，如镍、铬、锰等，对中高碳钢的转变特性都有共同的影响。这些合金元素都推迟等温转变（见第1章），即转变需更长时间。正如所预料的，这些合金元素的作用是在连续冷却过程中降低在给定冷却速度下的转变温度。因而加入少量合金元素除对中高碳钢平衡组织可能产生的各种影响外，它们对显微组织的影响从性质上说与提高冷却速度的效果是相似的。

加入较多的合金元素可能还会引起其它一些变化。如加入多量铬，则可能使平衡碳化物由渗碳体变为合金碳化物，如 Cr_7C_3 或 $Cr_{23}C_6$。另外还可能推迟奥氏体转变，因此贝氏体或马氏体转变在较低的冷却速度下即可发生。这就是合金元素提高淬透性的一种体现（见第1章和第4章）。虽然后一种影响使合金元素得到广泛应用，但与碳钢相比，低合金钢的成分和性能更需要认真考虑（见第1，8和10章）。在碳钢的许多用途中，当铁素体-珠光体或全珠光体组织中偶然出现一些未回火的马氏体，则可能引起严重的脆化问题。

·p.409·

相当少量地加入锰、镍或铬对显微组织的影响可能表现为：降低先共析铁素体所占的比例，细化铁素体晶粒尺寸，提高珠光体含量的比例，珠光体稀释，减小珠光体团的尺寸和珠光体的片层间距。需要指出的是，上述这些变化只有在连续冷却条件下才能观察到。特别说明这一点是很有意义的，即在等温转变条件下，利用合金元素推迟转变的作用在实际上可能使在一定等温转变温度下形成的珠光体的片层间距增大（Pelissier 等，1942；McIvor，1974）。

9.2.5 奥氏体晶粒尺寸和晶粒细化剂的作用

奥氏体晶粒尺寸对中高碳钢转变特性和动力学的影响已经被完全证实（见第1，4，8和10章）。粗大的奥氏体晶粒尺寸推迟等温转变，并且降低连续冷却时的转变温度，从而使任何给定冷却速度下的铁素体体积分数和珠光体片间距减小。但是对铁素体晶粒尺寸或珠光体团尺寸的影响是复杂的。在冷却速度极慢时，粗大的奥氏体晶粒尺寸可能使转变产物中的铁素体晶粒尺寸也很粗大。然而在较快的冷却速度下，转变温度的降低可能起支配作用，因而得到晶粒尺寸细小的转变产物。在上述的后面那些条件下，通常可以看到带有魏氏（Widmanstatten）铁素体侧臂的细铁素体网。在可以形成马氏体而非由扩散控制的转变产物的近于临界的冷却速度下，晶粒粗大的奥氏体将促使低温转变产物，即贝氏体和马氏体形成。

使用可阻止奥氏体晶粒长大的晶粒细化添加剂，如铝、钛或钒的氮化物和铌碳氮化物，自然会产生相反的效果，因为这些添加剂会使奥氏体晶粒细化，除非超过形成晶粒细化沉淀颗粒所需的多余合金元素使淬透性提高。这种情况在钢中加入钒晶粒细化剂时容易出现，因为超过与氮结合、形成 VN 所需的多余的钒溶于奥氏体中。

9.3 显微组织对性能的影响

9.3.1 铁素体的显微组织与性能的关系

低碳钢的组织、性能间的关系已经完全确定了（Pickering 和 Gladman，1963；Gladman 等，1971；Gladman 和 Pickering，1983）。这些组织主要是铁素体，其性能可用以下公式来表示（Gladman 等，1977）：

$$\sigma_y = \sigma_o + \sum_o^i k_i c_i + k_y d^{-1/2} + \Delta Y \qquad (9\text{-}2)$$

式中，σ_y 是下屈服应力，σ_o 是对纯铁的摩擦应力，k_i 是 i 溶质的固溶强化系数，c_i 是 i 溶质的浓度（wt.%），d 是铁素体晶粒尺寸的平均线截距（mm），ΔY 是沉淀强化对下屈服应力的贡献。

·p.410·

固溶强化项是各个溶质作用的总和。虽然有证据表明固溶强化与成分间的关系是非线性的，但是却可能服从 $c^{1/2}$ 的关系。在稀释的固溶体，如碳钢当中，其固溶强化效果近似有线性关系，但是只要选取适当的 k_i 值，式（9-2）仍可使用。

晶粒尺寸的影响已在 Hall-Petch 关系式中表示出来（Hall，1951；Petch，1953），强化的贡献与铁素体晶粒尺寸的平方根有关。在关于 k_y 值的文献中存在相当的混乱，这是由于缺乏晶粒尺寸的明确性而造成的。如果晶粒尺寸用平均线截距（mm）来测量，则 k_Y 值近似为 17MPa·mm$^{1/2}$。

ΔY，即铁素体中细小析出物所导致的弥散强化的贡献，用 Ashby-Orowan 公式（Ashby，1966）可以作充分地描述

$$\Delta Y = \frac{5.9 f^{1/2}}{x} \cdot \ln\left(\frac{x}{5 \times 10^{-4}}\right) \qquad (9\text{-}3)$$

式中，ΔY 是屈服强度的增量（MPa），f 是弥散析出强化相的体积分数，x 是颗粒尺寸（μm）。

用夏比冲击转变温度确定的铁素体钢冲击韧性可由下式得出：

$$I = I_o + \sum_o^i h_i C_i - h d^{-1/2} + \Delta I \qquad (9\text{-}4)$$

式中，I 是冲击转变温度（℃），I_o 是常数，h_i 是 i 溶质的脆化系数．h 是铁素体晶粒尺寸系数，ΔI 是由于沉淀相弥散强化造成的转变温度的变化。

晶粒细化，即晶粒尺寸 d 减小，可使冲击转变温度降低，同时屈服应力提高（见公式 9-2），指出这一点是很重要的。h/k_y 值大约是 -0.7℃/MPa，估计冲击转变温度由于晶粒细化屈服强度每增加 1MPa 降低 0.7℃。

弥散强化对冲击韧性的影响最好通过脆化和强化矢量之比来考虑。

$$\frac{\Delta I}{\Delta Y} = +0.4℃/\text{MPa} \qquad (9\text{-}5)$$

虽然沉淀强化通常提高冲击转变温度，即降低韧性，但脆化矢量的量值小于许多固溶强化项的值，而且从韧性的观点看，晶粒细化后弥散强化极可能是最优先的强化机制。

弥散-沉淀强化可以通过加入少量常用合金元素，如钛、铌和钒来得到（见第8章）。

9.3.2 珠光体显微组织与性能的关系

·p.411·

有关珠光体钢强度的资料中珠光体片层间距的重要影响占绝大多数。关于片层间距对珠光体屈服强度影响的早期工作（Gensamer等，1942）表明，强度和片层间距对数之间呈负的线性关系，但是其后其他一些研究者提出强度和珠光体片间距或片间距的平方根呈倒数关系。由于上述各种关系中的任何一种都可用于商业中高碳钢中通常可遇到的片层间距范围，故所得结果是分散的。没有证据表明珠光体团的尺寸直接影响珠光体的强度。从珠光体团的尺寸（典型的为10μm及以上）和片间距（典型的为0.1—0.3μm）的相对尺度来看，这一点是不足为奇的。其它有关性能将在以后详述。

9.3.3 铁素体-珠光体的显微组织与性能的关系

一些出版物曾给出中-高碳钢的力学性能与其化学成分和工艺因素（如冷却速度或钢棒等效直径）间的经验关系。例如，Kouwenhoven（1969）指出，具有铁素体-珠光体组织的钢的力学性能和珠光体含量间有多种线性关系。但是，Gladman等（1972）考虑了当任何一个变量单独变化时显微组织中可能出现的各种变化（见9.2），详细研究了中-高碳钢显微组织和性能间的关系，并且评价了铁素体晶粒尺寸、珠光体份数、珠光体团尺寸和片间距、渗碳体片厚度以及固溶强化效果和沉淀强化的单独作用。例如，其研究结果清楚地表明锰含量的变化不仅影响固溶强化效果，而且改变上述各种因素，因而各种性能的最终变化来自于显微组织中的各种变化。

钢的力学性能和夏比冲击转变温度都与显微组织各种特性有关，如公式（9-6）至（9-8）所示

$$Y = f^{1/3}\left[35 + 58\,(\mathrm{wt.\%Mn}) + 17d^{-1/2}\right] + (1 - f^{1/3}) \times \left[179 + 3.9\,(s^{-1/2}) + 6.3\,(\mathrm{wt.\%Si}) + 425\,(\mathrm{wt.\%N})\right] \quad (9\text{-}6)$$

式中，Y是屈服应力（MPa），f是铁素体体积分数，s是片层间距（mm），wt%Mn和wt%Si是锰和硅在钢中的含量，wt%N是钢中的自由氮含量（wt%），即未生成铁或合金氮化物的氮。

但锰的固溶作用表现为限制显微组织中的铁素体含量，硅和氮的作用则与铁素体和珠光体的比例无关。铁素体晶粒尺寸对其强化效果具有重要作用，而珠光体的片间距对珠光体强度有重要作用。铁素体的强化作用与铁素体或珠光体的体积分数间为非线性关系，见图9-5。公式（9-6）给出的关系表明在珠光体含量低时，铁素体-珠光体集团的强度几乎与珠光体含量无关；但在珠光体含量较高时（如上所述90%珠光体），却与珠光体的含量和形貌特征有明显的依存关系。这与早期对低碳钢中珠光体作用（Gladman等，1977。发现珠光体含量对屈服应力没有明显影响）和珠光体占优势的钢中珠光体片层间距作用的观察结果一致。

·p.412·

对抗张强度T（MPa），可用下式表示：

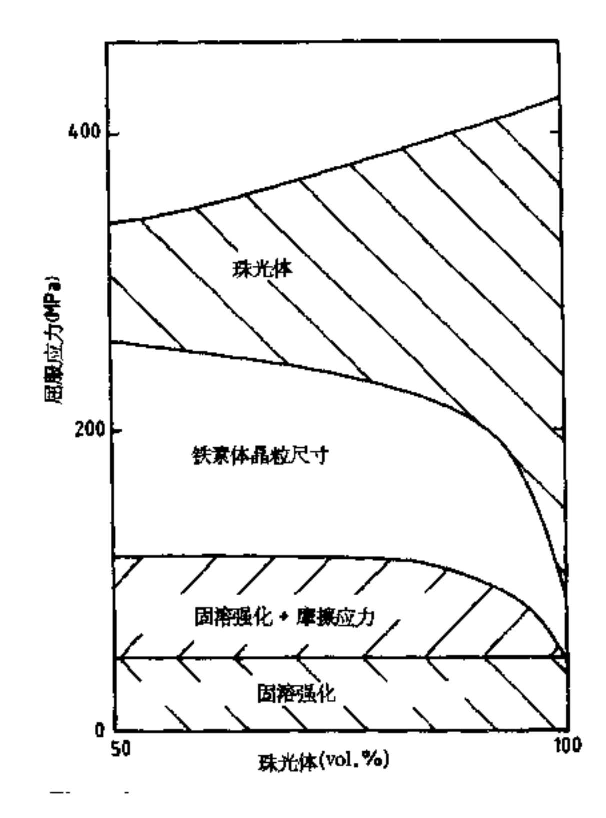


图 9-5 珠光体含量对屈服应力分量的影响

$$T = f^{1/3}\ [246 + 1143\ (\mathrm{wt.\%N})^{1/2} + 18.1 d^{-1/2}]\ +\ (1 - f^{1/3}) \times\ [719 + 3.5\ (s^{-1/2})]\ + 97\ (\mathrm{wt.\%Si}) \qquad (9\text{-}7)$$

在这一公式中没有明确反映锰作用的一项，但是应当指出，锰含量会影响其它变量，如铁素体含量 f，铁素体晶粒尺寸 d，珠光体片层间距 s，这点在 9.2.4 节中已经谈到过。

夏比 V 型缺口 20J 的冲击转变温度 I 的公式是

$$I\ (℃)\ = f\ (-46 - 11.5 d^{-1/2})\ +\ (1 - f)\ \cdot\ [-335 + 5.6\ (s^{-1/2}) - 13.3\ (p^{-1/2})\ +\ (3.48 \cdot 10^{6})\ (t)]\ + 49\ (\mathrm{wt\%Si}) + 762\ (\mathrm{wt\%N}) \qquad (9\text{-}8)$$

式中，p 是珠光体团尺寸（mm），t 是渗碳体片层厚度（mm）。

冲击转变温度与珠光体含量有线性关系，硅和氮对冲击转变温度的影响与珠光体含量无关。珠光体钢中珠光体团的尺寸 p 对冲击转变温度的影响与低碳钢中铁素体晶粒尺寸的影响是极相似的。这是不奇怪的，因为珠光体团的边界也和铁素体晶界一样，使脆性裂纹扩展方向偏斜或受阻。

从共析钢中珠光体片层间距和碳化物片层厚度这两个变量的关系的角度来看，他们的影响是很重要的。因为有关函数，即 $s^{-1/2}$ 和 t 之间的差别以及 s 与 t 有线性关系这样的事实，故当片层间距大约 300nm 时，有一最佳冲击转变温度（图 9-6）。在亚共析钢中，珠光体含量可随除碳之外的其它因素改变，如合金元素含量和引致碳含量降低及珠光体稀释（见 9.2.3）的冷却速度。稀释系数 D 可用下式表示：

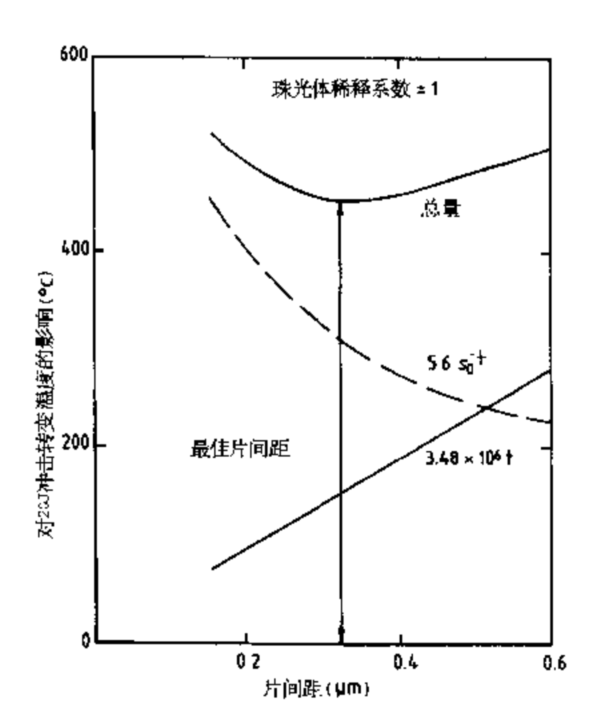


图 9-6 珠光体片间距对冲击转变温度的影响

度提高则最佳片层间距增加。更为重要的是，对于给定的片层间距，抑或给定的强度水平，韧性将随珠光体稀释程度增加而提高。

9.3.4 微合金添加剂的作用

氮化物形成元素，如铝、钒和钛（仅在含量很低时）可以以其被用于低碳 HSLA 钢大致相同的方式（见第 8 章）用于中高碳钢。碳化物形成微合金元素，即铌和钒在中高碳钢中的应用受到这两种碳化物相应溶解度的影响（Narita, 1975）。这些碳化物连同相应氮化物的溶解度均在图 9-8 中列出。碳化钒在奥氏体中有广阔的溶解度范围，而碳化铌在奥氏体中的溶解度却有限。碳化钒和碳化铌在奥氏体中的溶解度积分别为 10^{-1} 和 10^{-3} 左右（900℃时）及 10^{+1} 和 10^{-2} 左右（1200℃时）。溶解度积 k_s 定义为

$$D = \frac{0.8\ (1-f)}{(\mathrm{wt\%C})} \tag{9-9}$$

·p.413·

因而对于含 50Vol% 珠光体的 0.4wt.%C 钢，即 $(1-f)=0.5$，稀释系数 D 应为 1。而具有完全珠光体组织的同一种钢的稀释系数 D 则为 2。碳化物片层厚度 t 和片层间距 s 之间的关系可以用珠光体稀释系数表示，并用下式求得：

$$t = \frac{0.12s}{(D-0.12)} \tag{9-10}$$

于是，珠光体稀释程度的变化改变碳化物片对于片间距的相对厚度，并因此而影响其对冲击转变温度的作用。将式 (9-10) 代入式 (9-8)，即可将对转变温度的作用以片层间距和稀释系数表示出来（见图 9-7）。这表明，珠光体稀释程

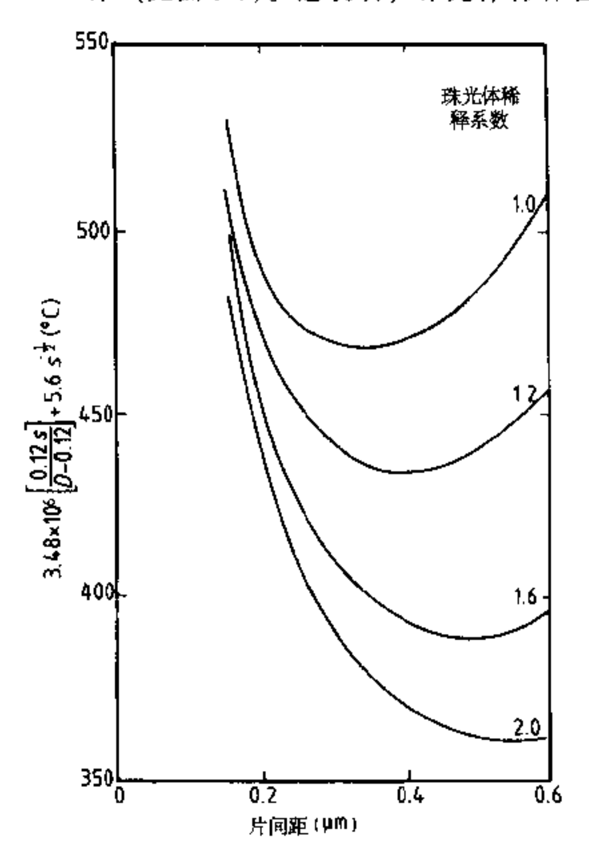


图 9-7 珠光体稀释对珠光体片间距（s）和珠光体片厚度（t）对冲击转变温度作用的影响

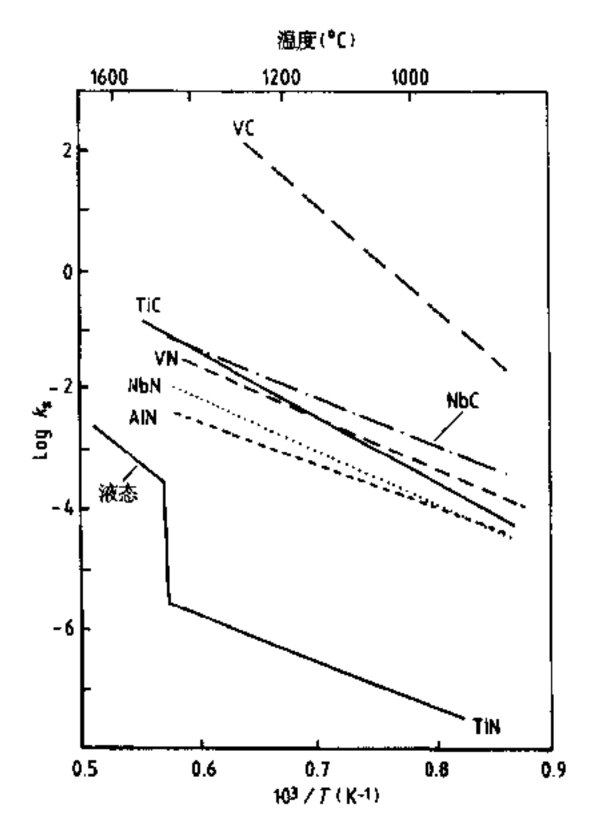


图 9-8 微合金碳化物和氮化物的溶解度

$$k_s = [M][X] \tag{9-11}$$

·p.414·

式中，[M] 是溶解的微合金元素（wt%），[X] 为溶解的碳或氮量（wt%）。

从 900℃正火的中高碳钢中，溶解的钒含量可以超过 0.1wt%，而在含铌钢中溶解的铌量小于 0.01wt%。因而正火钢中由溶解的微合金元素沉淀引起微合金碳化物的析出强化只能发生在钒钢中，尚无迹象表明这种形式的强化可出现于铌钢中。但是，应当强调的是这仅是指中高碳钢和 NbC 沉淀不能发生的 0.1wt%C 钢。在诸如热轧或锻造之前为使钢材均热而采用的较高奥氏体化温度，即 1200℃，即使在高碳钢中很高的钒含量也已经溶解了；而在含 0.6wt%C 的钢中溶解的铌仅限于大约 0.015wt%，因此不能指望依靠 NbC 获得明显的沉淀强化。

然而微合金元素的加入在这些钢中还有其它一些作用，如因未溶微合金碳化物、氮化物可能的重要作用而控制晶粒尺寸，因铌的独特作用而使再结晶推迟（见第 5 和第 8 章）。对于高温的晶粒细化，加入少量钛（0.01wt%）可以产生极细小稳定的氮化钛颗粒。这种氮化钛能在温度高达约 1300℃时阻止奥氏体晶粒长大（George 和 Irani，1968；Pickering，1990）。晶粒长大受阻是很重要的，这通常可由铁素体晶粒尺寸和珠光体团尺寸反映出来，因而对中高碳钢韧性产生影响。

·p.415·

9.4 中高碳钢的应用

通常这些钢的特点是，与低碳钢相比，不论是在正火还是在热处理状态下，都具有

较高的强度和硬度。本章中包括的使用范围只限于钢轨、圆钢、型钢和锻件，而且除去适当的时候为了对比之外不特别包括淬火和回火产品。通常，热处理的中碳钢与合金钢一起被列为工程用钢，此时淬透性和最大截面是很重要的。这类钢将在第10章介绍。

9.4.1 钢轨钢

中高碳钢几乎专门用于制造钢轨供铁路轨道使用。对这种用途来说，要求两种主要性能。第一，轨道要耐磨损；第二，要有良好的抗疲劳性能（见第6卷第10章）。

轨道的破坏通常与各种形式的疲劳裂纹有联系，而大多数钢轧使用寿命的末期都受磨损程度和钢轨断面损失情况控制。而这两种性能都直接与拉伸强度有关。

9.4.1.1 钢轨磨损

图9-9中给出指明主要磨损区的典型钢轨断而。钢轨磨损可以用横向磨损、垂直磨损，或以钢轨被磨损区来表示。横向和垂向磨损的磨损量直接与累计的运输总吨位有关。特别是横向磨损可能与局部轨道的弯曲程度有关，曲率半径小促使磨损速度增加。然而，从钢轨的某一位置到另一位置，因为所处的环境条件、轨道的几何特性、轴所受载荷以及轮缘润滑等不同而使磨损速度产生相当大的差异（Esvald，1989）。

磨损速率可能明显受钢轨材料抗拉强度（或硬度）的影响。对于位置固定的钢轨，其头部的磨损率可由大约 $200mm^2/1\times10^8t$（MGT）（钢轨材料的抗拉强度为900MPa）降低到 $40mm^2/1\times10^8t$（钢轨材料的抗拉强度为1200—1300MPa）。故在曲率半径较小（小于200m）的线路，如弯道和岔道及运输载荷高的线路通常使用强度较高的钢轨。这样，有可能使这些地方的钢轨的寿命超过 5×10^8 吨。

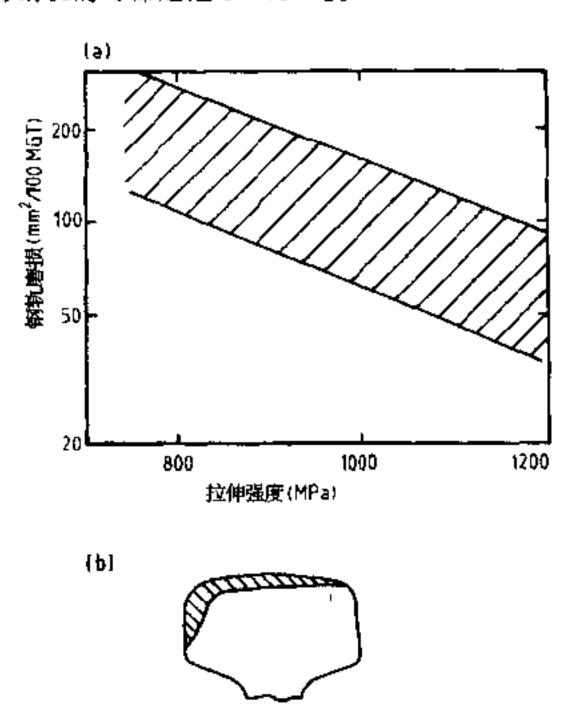


图9-9 钢轨磨损（a）拉伸强度和钢轨磨损 [$1mm^2/1\times10^8t$ 运输总吨位（MGT）]；（b）典型钢轨头部磨损断面

·p.416·

9.4.1.2　疲劳断裂

钢轨过早破坏的主要原因之一是疲劳裂纹的发展。疲劳破坏本身的表现形式有多种，如钢轨上表面的剥落，始自鱼尾板螺栓孔的星形破裂及钢轨底部破裂等。循环应力的工作模式是铁道装置的一个固有特性。应力循环中的特定应力范围明显地受轴受载荷和钢轨本身的内应力影响。然而，极为重要的是认真注意选用合适的道渣材料。因为钢轨的支撑出现任何局部降低都可能使施加于钢轨的应力水平大大增加，并显著加大钢轨的失去支撑部分的跨度，因此也提高钢轨的应力。使用焊接钢轨将增加一个较长的辅加应力循环周期（由于焊接应力所致），而热膨胀效应产生的热应力仅仅是几 MPa 的数量级。

2×10^6 次循环的钢轨弯曲疲劳强度与钢的抗拉强度有直接关系（图 9-10），其数值的范围从轧制状态抗拉强度为 700MPa 时的约 300MPa 到抗拉强度为 1100MPa 时的约 400MPa。但是，所有在疲劳条件下使用的情况中，疲劳强度都受到表面缺陷和损伤以及内部缺陷，如非金属夹杂物和氢致裂纹的强烈影响。腐蚀对服役钢轨的影响是可能使疲劳强度水平降低大约 100MPa 以上（Esvald，1989），如图 9-10 所示。焊接件的疲劳强度可能低于钢轨母体，电弧对焊或热剂焊这两者的疲劳强度在 200MPa 数量级。应当指出内应力对疲劳载荷的影响，故在这一点上，鱼尾板钻孔周围的应力应当经铰加工来减小。

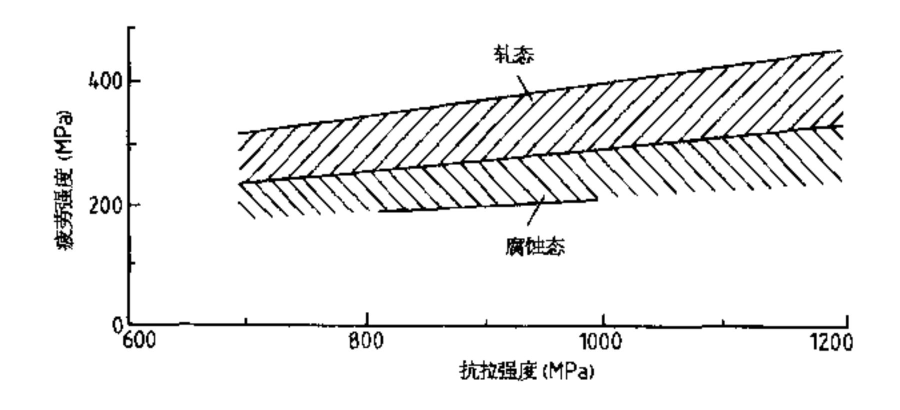


图 9-10　钢轨钢抗拉强度和弯曲疲劳强度的关系

9.4.1.3　钢轨钢的成分和性能

表 9-1 中给出当前在欧洲和北美洲使用的最具有代表性的钢轨钢，表中包括钢的化学成分和抗拉强度。

这些钢的基本力学性能可以借助经验公式与其化学成分建立起联系（Kouwenhoven，1969）

$$T=227+803\ (\mathrm{wt\%C})\ +87\ (\mathrm{wt\%Si})\ +115\ (\mathrm{wt\%Mn})\ +133\ (\mathrm{wt\%Cr})\ +891\ (\mathrm{wt\%P})\ +614\ (\mathrm{wt\%V}) \tag{9-12}$$

·p.417·

表 9-1　钢轨钢的化学成分和力学性能

钢种	化学成分(%)							抗拉强度(MPa)
	C	Mn	Si	S(最多)	P(最多)	Cr	V	
标准钢号								
UIC700(1986)	0.40-0.60	0.80-1.25	0.05-0.35	0.050	0.050	–	–	680-730
BS 11 (1978)	0.45-0.60	0.95-1.25	0.05-0.35	0.050	0.050	–	–	710(min)
耐磨钢								
UIC 900A (1986)	0.60-0.80	0.80-1.30	0.10-0.50	0.040	0.040	–	–	880-1030
UIC 900B (1986)	0.55-0.75	1.30-1.70	0.10-0.50	0.040	0.040	–	–	880-1030
BS 11A (1978)	0.65-0.75	0.80-1.30	0.05-0.50	0.050	0.050	–	–	880(min.)
BS 11B (1978)	0.50-0.70	1.30-1.70	0.05-0.50	0.050	0.050	–	–	880(min.)
AREA90/114(1983)	0.67-0.80	0.70-1.00	0.10-0.50	0.035	0.037	0.20(max)	–	880(min.)
AREA115min(1983)	0.72-0.82	0.80-1.00	0.10-0.50	0.035	0.037	0.20(max)	–	895(min.)
AREA 改型(1983)	0.74-0.82	0.90-1.25	0.25-0.50	0.030	0.030	0.20(max)	–	1050(min.)
高耐磨特殊合金钢(典型成分和强度)								
S 1000	0.75	1.00	0.90	–	–	–	–	980-1120
S 1100	0.75	1.00	0.70	–	–	1.00	–	1080-1220
S 1200	0.75	1.00	0.80	–	–	1.00	0.10	1180-1280
高耐磨-热处理钢(典型成分和强度)								
热处理钢	0.75	0.90	0.25	–	–	–	–	1120-1320

这一公式与式（9-7）（见 9.3.3）的不同之处是不含显微组织这一变量。显微组织的影响实际上已经包含在化学成分各项中。尽管如此，式（9-12）仍可用来预测在自然空冷的有限冷速范围内冷却的典型钢轨钢制品化学成分对拉伸强度的影响。

毫无疑问，碳含量影响珠光体含量，然而锰和铬的作用将反映在其固溶强化和对合金组织及转变动力学的影响上，后一种作用则影响显微组织特性。硅的作用是很有意思的，在式（9-7）和（9-12）中其强化效果是近似的，它主要通过固溶强化来提高强度。钒的作用极强，极可能是其沉淀强化的结果，如前如述。

式（9-1）中给出的各种成分变化对强度的影响，可以理解为它们对显微组织特性的影响（式 9-7）和直接对强度的贡献（式 9-12）两部分的组合。

使用高锰含量的低碳钢（比较 UIC900B 和 UIC900A）将得到含有稀释程度较高的珠光体的组织，并因此而改善钢的韧性。

表 9-1 的一个有趣的特点是不需改变化学成分（仍保持基本的碳、锰成分），仅通过热处理来发展高强度钢轨。这种效果已在工业上被应用，其发展将在后面介绍。

·p.418·

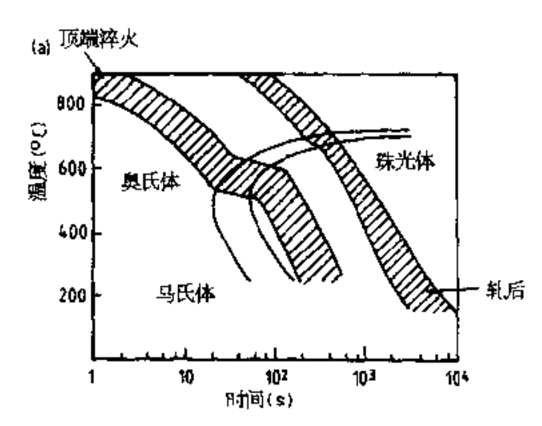
9.4.1.4　顶端淬火钢轨

钢轨的一般强度水平可以提高，像表 9-1 中的特殊合金钢轨钢可以借助热处理改善其显微组织并进而改善力学性能。

例如可以使用正火钢轨以获得较小的珠光体团尺寸和因之而改善韧性等优点。然而，材料的疲劳强度是与抗拉强度有联系的，因而不能得到改善，而且不能因为其服役

寿命有任何显著的提高而认为热处理的花费是合算的。

一项重要的工业上的发展与钢轨的顶端淬火有关。提高钢轨端部的冷却速度则减小珠光体的片层间距，而且提高抗拉强度。将轧后的钢轨的端部用感应电流加热至大约 900℃并维持几分钟，然后快速冷却至大约 550—650℃（可用强制空冷），并在此温度范围内保温到奥氏体完全转变成贝氏体为止。在连续冷却转变曲线上绘出了钢轨顶端淬火工艺和轧态钢轨正常空冷的冷却曲线（图 9-11）。显然，转变温度的降低将使珠光体片层间距减小，并因此而使硬度提高。硬度范围从靠近钢轨端头和侧面表面处的 400HV 到冷却较慢的端部、轨腰和凸缘处的 280HV。



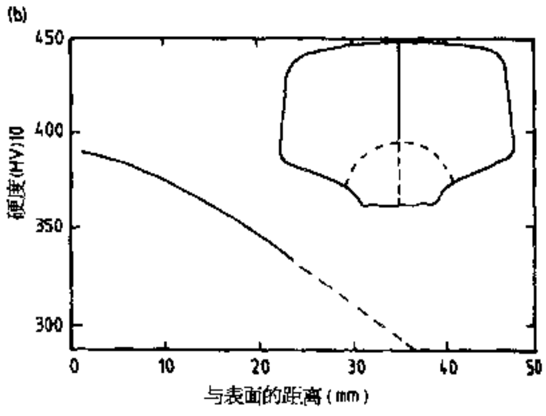


图 9-11 钢轨顶端淬火（a）叠加在连续冷却转变曲线上的典型顶端淬火冷却曲线和常规空冷曲线；（b）距钢轨端部表面距离对硬度的影响

顶端淬火钢轨因而具有高耐磨钢轨的高耐磨性，而其轨腰和凸缘则具有强度级别标准较低的钢轨钢的韧性。

9.4.2 盘条钢

圆钢形式中-高碳钢的许多用途包括热轧圆钢到冷拉线材各种产品。利用这些钢，可通过改变钢材形状的工艺来提高拉制钢丝产品的性能。典型的用途是制造钢丝绳，广泛用于拖缆、悬挂钢绳、桥用钢索以及加强轮胎（轮胎帘线）。

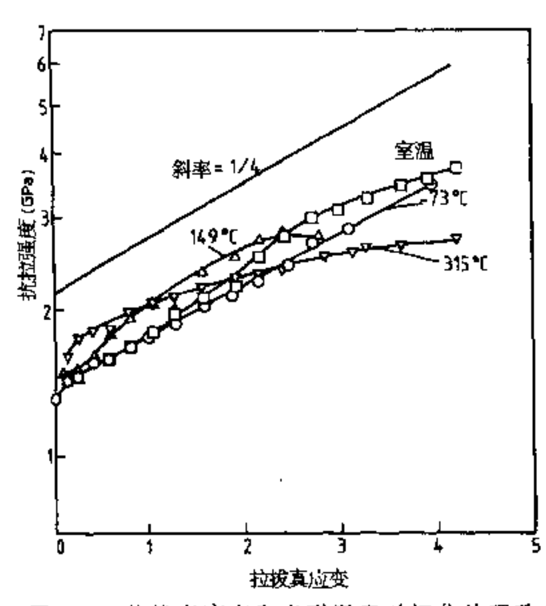


图 9-12 拉拔真应变和变形温度对韧化处理珠光体钢丝抗拉强度的影响（据 Langford，1970）

9.4.2.1 冶金特性

·p.419·

图 9-12 表示冷加工对碳素钢棒强度的影响（Langford，1970）。从图中明显看出，最终钢丝的强度取决于冷加工程度，它主要受最终冷拉工艺后的钢棒和钢丝原始直径与最终直径的影响。钢丝的强度也受钢化学成分控制，因为化学成分会影响钢的原始组织。含碳量较高的钢比碳量较低的钢加工硬化更迅速。

这一点联同原始强度的差别将影响拉拔减径量一定的钢制品的最终强度水平。另外，碳含量一定的拉拔钢丝的强度可以通过细化显微组织，特别是减小高碳含量钢中珠光体片层间距而提高。这样，旨在获得良好组织的圆钢或中间钢丝的热处理已成为惯例。这种热处理称为韧化处理而知名（见第4章）。在这种工艺中，钢被加热到奥氏体区内的温度，一般比常化温度高大约50℃以得到合适的奥氏体晶粒尺寸，然后控制速度冷却以促使珠光体在低转变温度下形成，因此得到细小的片层间距。圆钢或中间钢丝可以在空气中连续冷却（空气韧化处理），或者使用强制紊流（强力空冷），也可以在温度适合得到细小片层间距的铅浴中淬火（铅淬火）。另外一种方法是在沸水浴中冷却。

在截面较大的制品中，可利用合金元素，如锰或铬对转变温度给以某些控制。但是，也存在因快速冷却与圆钢和中间钢丝尺寸互相结合而导致可能生成硬、脆的转变产物、如马氏体的危险。马氏体的形成会使钢丝的冷拉性能大幅度降低并增加模具磨损。

因此，这些钢丝的典型成分应在下述范围内（wt%）：C 0.38—0.85，Mn 0.40—0.80，Si 0.10—0.35，S和P：最多0.045。

当前的一般趋势是使用强度较高、体积较小的钢绳，因而需要用碳含量较高的钢丝，其碳含量超过0.60 wt%。

在许多用途当中盘条的一个重要问题是其延性，这包括钢丝拉制时保证大的减面率的能力和拉制钢丝的延性。

减小片层间距对控制中高碳钢的强度非常重要，对控制延性也是极重要的。小的片层间距使珠光体中碳化物片变薄。薄片碳化物比厚片碳化物更有柔性和塑性。层片碳化物更容易破裂而不易弯曲或塑性变形，因而，减小片层间距可同时提高强度和延性。

·p.420·

因此，上述的各种韧化处理不仅对原始圆钢和拉制钢丝的强度，而且对圆钢的延性和其承受较大钢丝拉拔减面率的能力均有重要影响。

9.4.2.2 钢丝绳

钢丝绳的尺寸范围很宽，应用范围很广。它们广泛应用于悬索桥，作为主要的承载钢索，并作为悬挂元件将车行道与这些钢索连接起来。与此密切相关的用途是用做悬吊炉顶的悬挂件。此外还用于牵引系统，如吊车、升降机、矿山卷扬机的提升钢索，挖掘机上的载荷传输钢绳和渔业用船的拖网绳。

这些不同的用途对钢绳有不同的特殊性能要求，但是，一般说来钢丝绳应当具有：

(1) 高强度；

(2) 抗疲劳破坏性能好；

(3) 耐磨损；

(4) 足够的耐腐蚀能力。

钢丝绳的强度取决于构成钢丝绳的各钢丝的强度和这些钢丝在绳内的分布排列。

制造钢丝绳的钢丝一般要求具有三种强度水平（ISO 2232），即最小抗拉强度为1450MPa，1600MPa或1800MPa，钢丝绳的强度因而就取决于钢丝绳内钢丝的数目及其排列方式。钢丝以螺旋状绞合形成一股，然后各股再螺旋状绞合而制成钢丝绳（图9-13)。螺旋状缠绕成的股线可以围绕一条芯线缠绕，也可以没有芯线。各根股线可以是无中心

或由围绕着一个中心缠绕的一层钢丝组成（单层），或由围绕中心缠绕的几层钢丝组成(多层)。如果绳中的股线以与股线中钢丝缠绕方向相反方向缠绕，则被称为正捻（普通捻)；如果绳中股线以与股线中钢丝缠绕方向相同方向缠线，则称为顺捻。

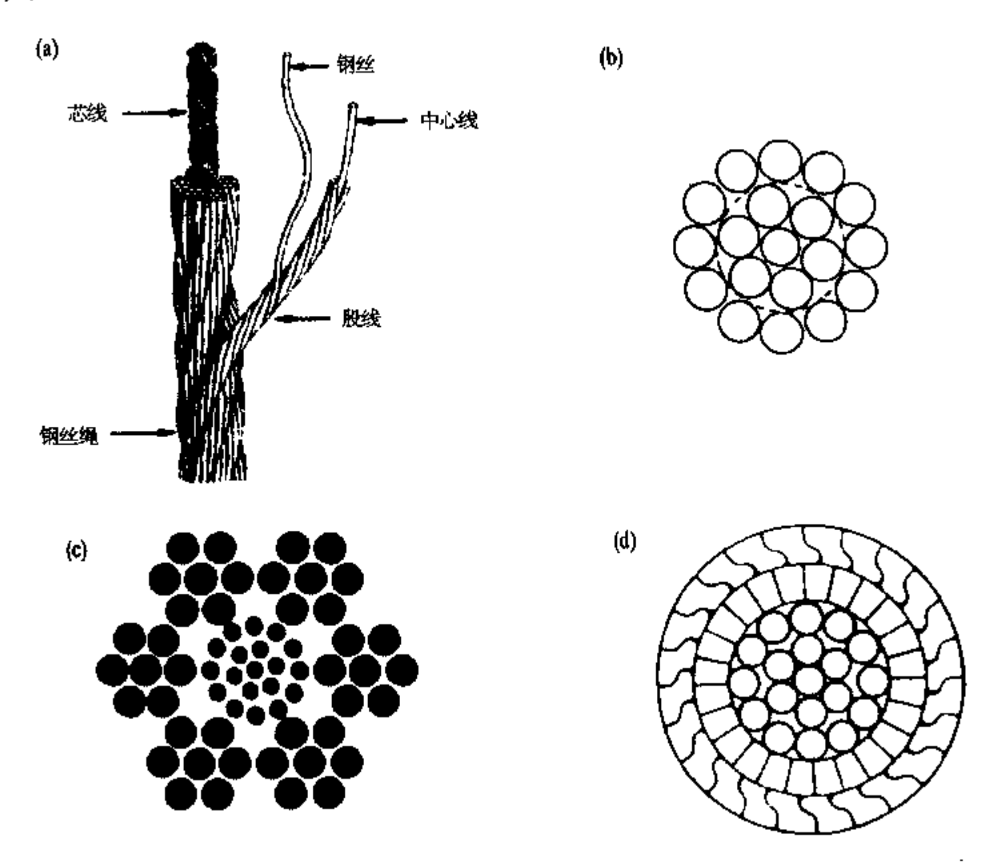


图 9-13　钢丝在钢丝绳中的分布：(a) 钢丝绳结构；(b) 多层股；(c) 有芯股线钢丝绳；(d) 闭锁钢丝绳

值得注意的是所用钢丝的直径并非必须相等（图 9-13)，但是可从几何学方面加以调协，甚至一个股线中可有 7 种不同直径的钢丝，以得到高的组装密度，而且钢丝的截面也不一定必须是圆形。所以可以充分理解钢丝绳的制造及其强度预测的错综复杂性。

钢丝绳的结构对其应用有重要影响。绳内钢丝的几何排放可影响钢丝绳的强度、钢丝的内部微振磨损、钢丝绳的刚性和散开性能。钢丝绳的摩擦磨损也可能受滚筒等与外层钢丝之间接触面积的影响。由于这一原因，矿山卷扬机钢绳一般被设计成外部钢丝闭锁而且具有几乎连续的承载表面。

·p.421·

对于制成钢绳的中-高碳钢的抗腐蚀性能，例如悬索桥所要求的抗蚀性能，一般借助对钢丝的电镀处理来提高（见第 7 章和 17 章)。当然，防护层的特性取决于其服役环境，而且在许多用途中仅能采用轻油润滑。然而，在个别工作条件下，可用合金钢，其中包括用于要求极严格的不锈钢丝。

9.4.2.3　轮胎帘布

利用钢丝加强的橡胶制造汽车轮胎，是当前发现的复合材料最成功的用途之一。拉

制钢丝的强度和柔性好，是橡胶的理想加强材料。由于轮胎帘布的强度高（可达3GMPa），可减少必须的线网层数，能够生产出壁厚更薄的轮胎，因此可降低工作中轮胎内部的温度并节约材料。

制造钢帘布的钢丝采用直径5.5mm的高碳钢（0.67wt%—0.72wt%C，0.40wt%—0.60wt%Mn）热轧圆钢制成。钢丝的制造工序如下：

（1）圆钢在55—60℃的2%—20%硫酸中酸洗；

（2）水洗；

（3）表面涂覆石灰或硼砂，形成润滑剂载体；

（4）烘烤干燥；

（5）经几次拉拔至3mm钢丝（减面率约70%）；

（6）钢丝铅浴处理（850—900℃奥氏体化，500—550℃铅中转变）；

（7）在室温下盐酸中酸洗，去除铅浴鳞皮（氧化物）；

（8）清洗，涂润滑剂；

（9）从直径3mm经几次拉拔至直径大约1mm（减面率接近90%）；

（10）钢丝再次铅浴处理；

·p.422·

（11）盐酸中脱脂，然后漂洗；

（12）钢丝用70wt%Cu—30wt%Zn的黄铜合金电解涂层；

（13）钢丝清洗，表面涂石灰，干燥处理；

（14）涂液体润滑剂；

（15）钢丝进一步拉拔，经几道次由直径1mm拉到最终尺寸，使用碳化钨或金刚石模具。最终尺寸可能在0.15—0.4mm范围内，最终拉拔阶段的减面率应为85%—97%。

从热轧圆钢到轮胎帘布钢丝的总拉拔应变可能超过99.9%减面率，即真应变达7.2。很显然，这对圆钢的质量提出了一个极高的要求。只有利用两次中间铅浴处理才能达到这么高的应变量，因为这种处理可以防止因珠光体碳化物片层破坏而给显微组织造成的任何持久性的损害。铅浴处理使未变形的组织复原，保证随后冷加工大变形量所需要的珠光体碳化物片的细化，因而避免珠光体剪切破坏造成的不可弥补的损伤的发展。

经受这样高的拉拔应变量的盘条必须考虑的一个重要问题是非金属夹杂物的含量（见第3章）。拔丝过程中的不可挽救的损伤不完全局限于碳化物的破坏或减聚力。在拉拔过程中也出现非金属夹杂物的破坏或夹杂物与基体的界面的结合力下降，而且定性地看与拉伸试验中所观察到的现象相似（见第2章）。但是，从定量的角度看，在这两种情况中空位长大过程是完全不同的。在拉伸试验中，三向拉伸出现于拉伸试样的颈缩处，而且空位在全部维度上长大，导致形成正常的韧窝和会切点（cusp）型拉伸破坏。在线材拉制中，三向应力状态包括纵向拉伸和等轴径向压缩，所以虽然形成的任何空位都将被拉长，但横截面减小，导致每单位塑性应变的空位体积增长大大变慢。在这种情况中，拔丝中可能用到的应变量大大超过拉伸试验中观察到的导致破坏的应变量。

尽管如此，为了改善这些钢的拉拔性能，必须特别注意与非金属夹杂物相关的钢的纯洁度，尤其是含有任何硬的不变形夹杂物，如氧化铝、尖晶石、莫来石和铝酸钙时更

应注意。因为这些夹杂物保持不变形，存在于细钢丝大大减小的截面中可能导致拉丝中过早破坏。如果这些夹杂物未引起钢丝破断，那么仍可能对拉制钢丝的强度，特别是疲劳性能产生不利的影响。虽然拉长的夹杂物对钢丝的破断影响不大，但对钢丝的强度和扭转塑性却可能产生不利的作用。

在最终冷压缩之前的钢丝表面镀黄铜的目的有二，即黄铜促使拉制工序顺利进行，但更重要的是在硫化过程中的最后产品内通过化学反应与橡胶基体形成有力的结合。

·p.423·

然后将这样生产出来的钢丝绞起来，用与制造钢丝绳的钢丝相同的方式，几根钢丝（或细丝）螺旋状绞结，几股线再捻在一起用于制造帘布。一股绳中的钢丝数目和钢丝绳中的股数可以根据增强的需要而变化。另外，心线可带有螺旋形外包扎，具有单根钢丝，以便在心线受轴向压缩载荷时防止各股分散。绞距的长度，即分别为钢丝或股线每旋转一周所需的股线或心线的长度，对接触承载面积和微振磨损是重要的，这也和钢丝绳的情况相同。

在这一领域或钢丝的发展，包括热轧机组中线卷的控制冷却的广泛应用，以使某些特定产品能够去掉预先韧化处理，以空气韧化处理代替铅浴处理和使用低合金或中合金中高碳钢，以使拉拔制品得到更高的强度。

在装备有 Stelmore 或其它类似冷却系统的棒磨机中适当的冷却循环的出现和发展，可以使高碳钢棒得到合适的细小珠光体片间距。线卷与线卷之间和线卷内部的变化可借助精心的工艺控制系统而被减小，从而可以生产出性能稳定的产品以保证重要钢丝的拉制减径。

空气韧化处理比铅浴处理工艺价格便宜得多，但有其产品的抗拉强度比铅浴处理获得的产品低 100MPa 的趋势。然而，钢材发展正在表明的很有意义的事是，由于空气韧化处理导致的强度降低这一问题将被解决。这些发展包括加入少量合金元素，如 0.25wt% Cr（Pesche 等，1982）或 1wt% Si（Ochiai 等，1983），可以提高钢棒和钢丝的强度。虽然，在加铬时必须注意防止在显微组织中形成硬而脆的马氏体。另一个替代方法是加入 0.1wt% V（Kircaldy，1984）。这可在珠光体显微组织中产生沉淀强化，使抗拉强度提高 100MPa 数量级。

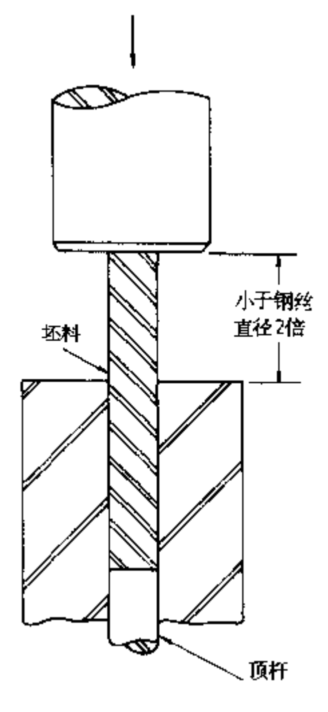


图 9-14　冷镦工艺

9.4.2.4　冷镦

用中碳钢制造紧固件，例如高强度螺栓，需用延性钢丝或圆钢，以能进行冷镦加工，见图 9-14。最终的螺栓或元件可能还需淬火热处理，以达到要求的强度水平；但是用于制造冷镦螺栓的钢丝或圆钢一般应符合最大的规定抗拉强度要求，以保证必要的延性。

·p.424·

热轧成卷的圆钢一般应亚临界退火以得到需要的低强度和延性。圆钢被酸洗、清理、一般用石灰或磷酸盐涂覆表面，然后冷拉得到给定直径精度和良好的形状（BS 3111 条件 C，1978）。按照这一条件向零件制造单位提供冷镦钢丝或圆钢，而且应当满足规定的最大抗拉强度要求。另一方面，圆钢可以在球化退火之前拉拔，而且可以进行最终光亮精整拉拔，或者不作这种拉拔（分别见 BS3111 的条件 B 和 A，1987）。

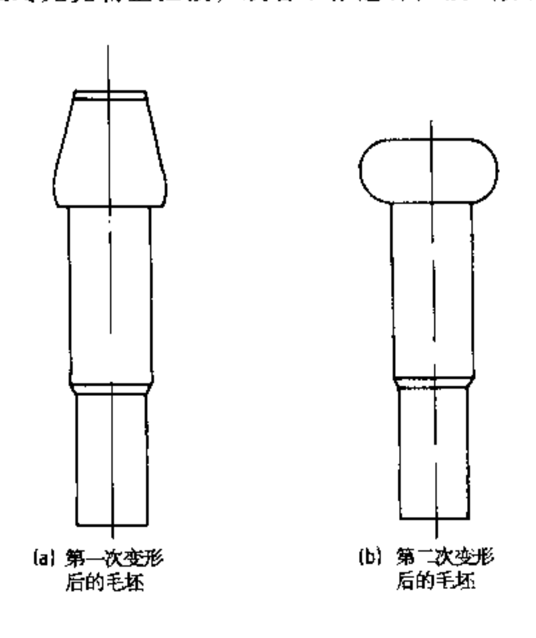


图 9-15　二次冲击冷镦工艺

顶锻操作的具体细节因需要镦粗或积累以达到头部冷成形的材料总量不同而可能有相当大的变化。冷镦操作一般要经过二次或更多次顶锻才能完成。在一个两次冲击顶锻操作中，第一次冲击使头部截面增厚，但是原始截面被迫在变形材料的上部和下部作相反的变形（图 9-15a）。在第二次冲击中，形成头部（图 9-15b）。变形工序的这种安排避免了冷变形过程中毛坯弯曲。在上述操作中使用适当的成形模具可以完成螺栓体的部分正挤压变形。经过对螺栓头部的精整和螺纹轧制之后即可完成螺栓的制造。最后，螺栓再经过热处理（淬火和回火）以获得所需的高强度。

供这种用途使用的中碳钢列于表 9-2 中，其中一部分取自 BS 3111：1987。

表 9-2　冷镦用钢的成分

钢种	化学成分（wt%）					钢丝最大强度（MPa）（Cond' n A）	最小面缩率（%）
	C	Si	Mn	Cr	B		
1/1	0.30/0.35	0.10/0.35	0.70/1.00	–	–	540（1250[b]）	60
1/2	0.35/0.40	0.10/0.35	0.70/1.00	–	–	570（1450[b]）	59
1/3	0.40/0.45	0.10/0.35	0.70/1.00	–	–	600（1450[b]）	59
10/1	0.32/0.39	0/0.40	0.70/1.00	a	0.008	550	59
10/2	0.32/0.39	0/0.40	0.70/1.00	0.15/0.30	0.005	570	59

a.（Ni + Cr + Mo）≤0.20wt%；

b. 括号内数字为热处理后最小零件强度——根据 BS3111 中最小硬度值得出。

·p.425·

还有其它一些中碳钢也可用于这一方面，但是它们都含有特意加人的合金元素。加入合金元素提高钢的淬透性，并因之可使较大零件得到高强度。例如这些钢可含 0.25wt%Mo 或 1wt%Cr-0.2wt%Mo。另外，由表 9-2 可以看到 10 型钢含有硼。只要加入足够数量的铝和（或）钛，防止硼生成氮化硼，那么加入硼既廉价，又可得到与一些合金钢大致相同的淬透性。事实上，硼钢正在进入使用合金钢制造高强度螺栓的市场。

高强度螺栓材料领域的发展以降低其生产的全部成本为目标。如上所述，热处理的

费用对最终螺栓产品的成本有极大的影响。在冷锻状态下，因冷加工过程中产生的高密度位错而使材料强化。随后的热处理中位错对强度的这一贡献消失，并代之以硬转变产物形成所导致的强化作用。去掉硬化处理、利用冷加工作用的可能性正在仔细研究中。显然，螺栓体要求强度的地方，在螺栓制造过程中必须对螺体进行一定程度的正挤压。而且，坯料的延性必须足够好，最好不用球化退火以便保留冷加工的所有有利的作用(见第4章)。因此，直接锻制螺栓倾向于使用碳含量比热处理螺栓稍低的材料。

9.4.2.5 其它钢丝制品

上面介绍的钢丝制品对中碳钢的应用范围来说远远不够全面。与这些钢的应用有关的其它一些用途是制造预应力混凝土的预应力钢筋束，其形状可以是螺旋状分层绞股或是直径较大的带槽圆钢。另外，中碳钢也广泛用做螺旋弹簧。然而，其制造工艺的冶金原则和最终产品的性能与显微组织的相互关系都是极近似的。在这后两种用途中的主要要求之一多半是需要防止服役过程中的应力松弛影响。经过强烈冷加工的材料可以在大约200℃进行人工时效或消除应力处理，材料的强度也可提高大约5%，而且时效产物也具有更大的抗应力松弛能力。这种结果被认为是消除了内应力和间隙原子对位错亚结构钉扎作用的结果。

9.4.3 中碳锻钢

不能按传统的方法把锻件视为细长型的产品，但是却代表了中高碳钢的许多用途。钢以锻件的形式生产和销售，作为半成品坯料，然后经过热锻或冷锻、机械加工或是这些工艺的综合加工由坯料变为最终产品。参见以上所述，用冷镦制造高强度螺栓就是一个这样的例子。

·p.426·

最近几年对发展中碳锻钢表现出极大的兴趣（Naylor，1989)。典型的应用包括曲轴、连杆和其它汽车零件。这些零件在传统上用热锻件生产。热锻件随后经过机械加工、热处理，在需要的时候还要最终磨制。这些零件中的多种用中碳低合金钢制造。作为主要要求的足够高的抗疲劳破坏能力，可通过选用淬火和回火状态的钢而被达到。控制回火温度以得到大约1200MPa的抗拉强度，因而也就能使疲劳极限达到大约500MPa。

在这个高度竞争的市场中，以曲轴的生产为例，已经看到发动机功率达到2L的车辆的曲轴向铸铁方向变化的明显趋势。这种材料的竞争能力并非来自于其较低的合金化程度或较低的热处理费用，因为等温淬火延性铸铁（ADI，见第15章）含有相当高的合金化元素（百分之几)，而且要热处理（等温淬火）以得到必需的强度，其抗拉强度大约为1200MPa。成本的降低主要来自于“近终形”铸造，因而可以省去锻造费用，而且在许多情况下还可省去粗加工费用。这些ADI零件的显微组织由加入铈/稀土元素而得到的球状石墨和等温淬火得到的下贝氏体基体所组成。为了得到抗拉强度、冲击韧性和疲劳强度的最佳结合，必须控制合金含量和等温淬火处理。

在等温淬火延性铸铁给曲轴市场造成巨大冲击的同时，显然存在降低这类零件成本的一些方法，其中包括发展一种钢，可以通过简单地直接冷却其锻件就能得到需要的强度，从而去掉热处理。微合金中碳钢提供了这样一种材料，借助于锻造后直接控制冷却

的工艺来得到均匀分布的细小碳氮化钒颗粒强化的铁素体/珠光体组织，就能达到所需的900—1200MPa的抗拉强度（Gladman，1989）。实际上，其强化机理与所介绍的钢轨钢和钢丝冷拉产品的强化机理是极其相似的。

然而，这些用于热锻的微合金中碳钢的冶金设计（Gladman，1989），必须考虑这样一个事实，即在许多形状复杂的锻件中，热加工应变的分布可能是极不均匀的。因为用于锻造的均热温度范围为1150—1200℃，而且成品件的某些部分的热变形量可能有限，因此控制锻造工序前再加热温度下坯料的奥氏体晶粒尺寸是重要的。再加热过程中奥氏体晶粒尺寸的控制依赖于足够细小的第二相质点的弥散分布（Gladman，1966），这些第二相质点不但不易溶解而且必须不易粗化。

晶粒粗化开始领先于晶粒细化质点的完全溶解，并发生于质点粗化到某临界半径r_c时。r_c可由下式求得：

$$r_c=\frac{6R_0f}{\pi}\left(\frac{3}{2}-\frac{2}{Z}\right)^{-1} \tag{9-13}$$

式中，R_0是基体奥氏体晶粒半径，f是晶粒细化质点的体积分数，Z是粗大晶粒与其相邻小晶粒的半径之比。

·p.427·

发现Z值通常为1.5—2.0。取$Z=2$和基体晶粒半径大约为10μm（约为ASTM8级），则临界质点的尺寸决定于晶粒细化质点的体积分数，可由下列公式求出：

$$r_c=40f \tag{9-14}$$

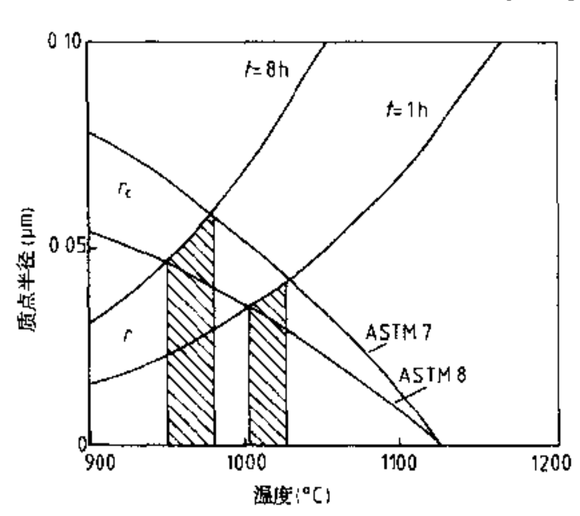


图9-16 确定晶粒粗化温度（GCT）的判据。实际质点半径（γ）随时间和温度而提高，而临界质点半径（r_c）因质点溶解而减小。γ超过$γ_c$则晶粒粗化，此时的温度即为GCT。含0.02wt% Al和0.008wt% N的钢中基体晶粒尺寸为ASTM 7和8级时的GCT表示为图中影线区

如在正火温度下的晶粒细化钢中出现的碳化铌、氮化钒或氮化铝的体积分数通常大约为0.0003，则临界质点半径应为40×0.0003μm或12nm数量级。小于这一数值的质点在正火温度下易于保留。但是，为锻造而加热到较高温度，即1150—1200℃，则未溶的氮化物或碳氮化物的体积分数降低，粗化质点所占比例提高（图9-16），而且亚临界质点尺寸也难于保持。

Gladman和Pickering（1967）提出一个模型，能够确定晶粒粗化温度(GCT)，并发现这一模型一般都是可用的。如从式9-13可见的，由于温度提高使钉扎晶粒边界的质点溶解，因此$γ_c$变小。但是提高温度（或时间）因质点粗化而使实际质点半径增大。在某些温度，γ超过$γ_c$而且晶界不再被钉扎故晶粒长大。$γ\geqslant γ_c$的这一温度即是晶粒粗化温度。

理想的钉扎晶界的质点应当是在奥氏体中的溶解度极有限，而且还要能抗粗化。在

奥斯特瓦尔德熟化条件下及颗粒长大受粒子扩散通过基体的限制时，控制质点粗化的因素由 Wagner（1961）给出

$$r^3 - r_o^3 = \frac{8\sigma DCVt}{9RT} \tag{9-15}$$

式中，r 是在时间 t 时的质点尺寸，r_o 是 $t=0$ 时的原始质点尺寸，σ 是质点和基体之间的界面能，D 是质点类物质的扩散系数，C 是基体中的质点浓度，V 是质点的克分子体积，R 是气体常数，T 是温度（K）。

·p.428·

在合金碳化物/氮化物的情况下，假设合金元素为扩散缓慢的元素，并控制式（9-15）中的 D 和 C 的数值。因为 D 是温度的指数函数，C 是温度的复杂函数，所以温度对质点粗化速度的影响是复杂的。但是，C 对阻止质点粗化的合适质点间距的选择有很大的控制作用，因为 C 是由质点向基体扩散较慢的元素在基体中的浓度。这样，质点在基体中的溶解度要低，以得到稳定的质点体积分数，而且微合金元素在基体中的溶解度也要低，以阻止控制微合金碳化物/氮化物粗化的扩散。由图 9-8 可以清楚看出，TiN 在奥氏体中的溶解度低得多，因而是相当稳定的质点。另外，通过提高基体中的氮含量，可以进一步限制钛的有限的溶解度。在给定的温度 T，氮化钛的溶度积可由下式求得：

$$k_T = [Ti][N] \tag{9-16}$$

式中，[Ti] 是溶解于基体中的 Ti 浓度，[N] 是溶解于基体中的 N 浓度。

因此提高溶于基体的多余氮将降低溶于基体中的钛量，也就是使式（9-15）中的 C 值减小，因而降低质点的长大速度。如前面所述，这些 TiN 质点对温度一直到 1250—1300℃的晶粒粗化表现出极大的抑制作用，但是必须注意要限制钢中的钛量并保持低化学当量钛氮比。因为氮化钛的溶解度极有限，若加入较多的钛，即与其它微合金化元素加入量相当的数量，将会导致液态中 TiN 的广泛沉淀（见图 9-8），随后则形成大的 TiN 长方体（1—10μm）。这种大 TiN 对晶粒细化没有好处。在钢中利用 TiN 的技术最近已由 Pickering 提出（1990）。

因此微合金中碳锻钢的可能成分（wt%）应当是：C 0.40，Si 0.20，Mn 1.20，V 0.08—0.15，Ti 0.01，N 0.01。

锰的加入量可到 1.5wt%。锰用于降低从锻造温度控制冷却过程中的转变温度，因而控制珠光体含量、铁素体晶粒尺寸和珠光体的片层间距以及奥氏体转变过程中和转变结束后形成的细小碳氮化钒质点的颗粒尺寸。可以根据零件尺寸和锻态零件使用的冷却系统的类型调整碳、锰含量，以使其显微组织，进而因此使性能最佳化。20 世纪 70 年代初期在德国已经提出一种类似成分的钢 Grade 49MnV 53。

认识到加入少量钛对中高碳钢的有利作用这只是最近的事（20 世纪 80 年代后期），但是对钢的最佳成分和得到的确切效果仍然存在一些不明确的地方。

9.4.4 中高碳钢型钢

中高碳工程用钢的许多用途包括用定尺的型钢或盘条制造的小型工件。型钢毛坯，特别是（虽然不是专门地）大直径型钢的一个最普通的用途是动力传送轴。用于这种目

的的碳钢通常含0.7wt%—1.5wt%Mn，0.30wt%—0.45wt%C。

·p.429·

9.4.4.1 表面硬化

虽然这些钢在截面尺寸较小时可在完全硬化和回火状态下使用，但是较大直径的型钢则通常是低合金钢以保证必要的淬透性和强度与韧性的结合（见第10章）。另一方面，在诸如扭转载荷可能很高的动力传送轴的用途中，这类钢可能足以制造在近表面区具有必须的强度、以防止疲劳破坏的表面硬化零件（见第17章）。利用渗碳、氮化或表面层内任何化学诱发变化进行表面硬化的零件，大多数都用低碳钢制造。此时，低碳含量的心部可以起到大大提高整体韧性的作用。但是，在通过加热的方法进行表面淬火，例如火焰淬火、感应淬火、高频电阻淬火、电子束淬火或激光淬火的零件中，其表面层的化学成分保持不变，仍然与钢的原成分相同，则其碳含量应在0.30wt%—0.50wt%内，这对得到足够的耐磨性和疲劳性能是必须的。这些钢的疲劳抗力不仅因表面硬度提高，而且因各种表面淬火处理而造成的表面压应力的出现而提高。Sinha对热处理和表面硬化的原理和实践作了广泛的评论（1989），表面硬化处理将在第17章中讨论。

9.4.4.2 冷精制型钢

在通过机械加工和热处理制造动力传动轴和其它零件时，机加工工序本身具有多种目的。除去获得所需的零件形状和尺寸外，还要去除热轧毛坯的表面层。机加工工序具有以下几方面的作用：

(1) 去除表面上所有的浅缺陷；

(2) 去除钢生产过程中，特别是热轧之前高温酸洗中产生的所有表面脱碳，以防止表面硬化处理效果不佳和避免因脱碳而可能造成的疲劳破坏抗力降低；

(3) 经机加工的钢材的表面光洁度优于热轧钢；

(4) 钢材直径和形状的机械制造公差优于热轧产品。

因此，最终产品的制造者可能希望购买冷轧钢材，这样就可以减少在制造最终产品时必须进行的操作工序数目。钢棒可以机加工状态下交货，称之为剥皮钢棒。

像冷顶锻钢丝的情况那样，冷拉提供了一种改善表面状态和尺寸公差的替代方法，并广泛用于型钢精加工。但存在两个重要的区别：

(1) 冷拉提高拉拔钢材的强度。这种特性被广泛用来控制最终拉拔强度。拉拔产品原料的显微组织也有重要影响，这意味着热轧型钢必须进行精心控制的热轧和冷却，或者在拉拔之前进行正火或韧化处理等热处理。

·p.430·

(2) 与钢材剥皮不同，并没有金属被从表面去除，而且需要细心控制所用材料的表面脱碳量，以防止在任何表面硬化处理后（包括冷拉工序）出现软的表面。拉拔之前可以在适当控制的CO：CO_2气氛中对型钢毛坯奥氏体化，进行碳复原处理。

对于某些较高强度的用途，也可进行高温拉拔这种处理（ETD）。冷拉棒材具有完全确定的内应力模式；而且为了防止对疲劳性能产生有害影响，一般都给出消除应力的处理温度。典型的应力去除温度范围是400—480℃。与冷拉相比，经高温拉拔可减少内

应力，但是更重要的是ETD所能达到的强度超过冷拉和应力去除所能达到的强度（Nachtman和Moore，1958，见图9-17）。与冷拔和消除应力的工艺相比，在200—350℃的冷拔可使强度提高10%—15%。认为这与ETD工艺中的动态应变时效机制的作用（见第6章和第7章）有关。

冷精整处理也包括磨（抛）光。表面精整对精整制品疲劳性能的影响已经非常明确（Houdremont和Mailander），磨光材料的疲劳强度大约比粗加工材料高20%—30%，而在给定的高强度水平下则大大高于热轧制品。

·p.431·

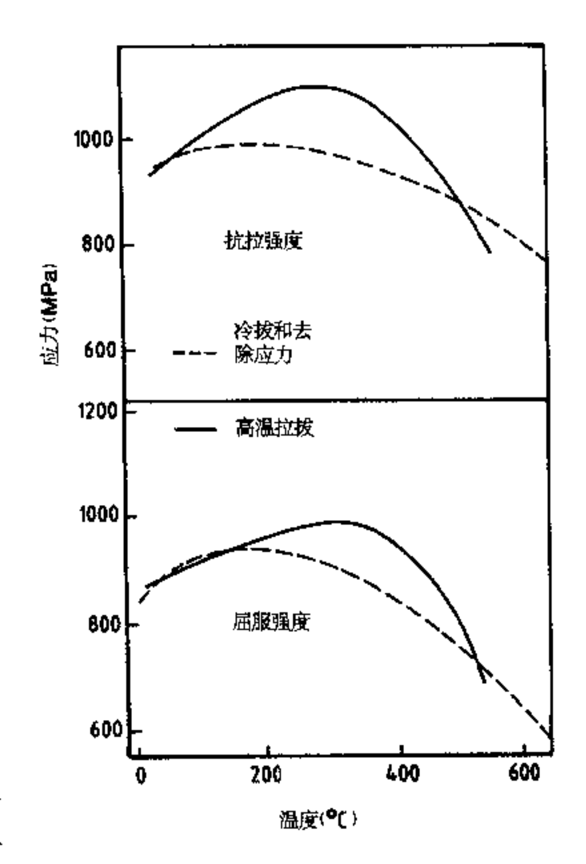


图9-17 高温拉拔（ETD）棒材与冷拔和去除应力棒材的屈服强度和抗拉强度的比较

9.4.4.3 机械加工用钢

因为许多产品，如各种动力传送轴，需进行机械加工，而冷拔或ETD工艺具有一些优点，其中这些拉拔材料的机械加工性能一般都优于借助其它机制达到要求的强度水平的棒材。但是，可以通过特殊的合金化大大改善中高碳钢的机加工性能，其中最常用的是硫。这些钢被称为易切钢。硫在钢中与锰结合生成硫化锰质点，这些质点在机械加工中起内部润滑剂和断屑槽的作用。通过加入铅、铋、碲或硒可以进一步提高硫化物改善机加工性能的作用。

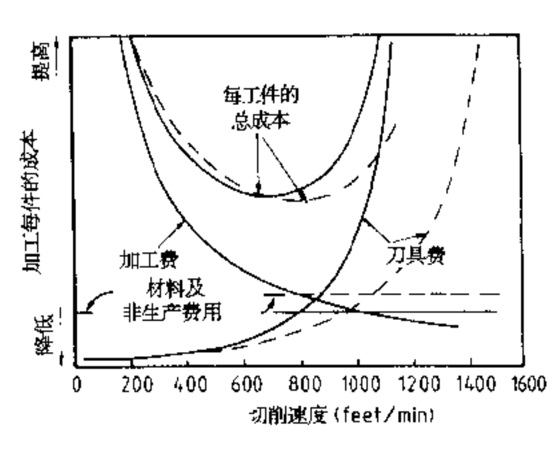


图9-18 对机加工件成本的影响因素
实线——碳钢；虚线——易切钢
（注：1feet＝0.3048m）

图9-18中给出降低机加工成本方面的贡献。提高生产速度有利于成本降低，但是较高的生产速度也会增加刀具磨损和破坏，这就需要消耗更多的刀具材料而增加成本。另外，刀具修复和更换刀具的周期缩短也增加成本。因此，就有一个获得最低成本的最佳切削速度。使用易切削添加剂可以减小刀具磨损，因而提高生产速度和降低机加工成本。然而，在选择材料时需要极其注意，因为易切削钢的优点可能因机加工操作类型、切除的材料量和特殊易切削钢的额外费用而发生变化。美国钢铁研究院（American Iron and

Steel Institute）对这方面的情况有更详细的说明（1968）。

以冷精整棒材生产的典型中碳钢如表9-3所示。

表9-3 生产冷精整棒材的一些典型中碳钢

钢种	化学成分（wt%）					类别
	C	Si	Mn	S	P	
AISI 1045	0.43/0.50	a	0.60/0.90	0.05（max）	0.04（max）	碳钢
AISI 1140	0.37/0.44	a	0.70/1.00	0.08/0.18	0.04（max）	半易切钢
AISI 1144	0.40/0.48	a	1.35/1.65	0.24/0.33	0.04（max）	易切钢

9.5 摘　要

中高碳钢用于要求高强度、高的疲劳抗力和耐磨性的工程。介绍了中高碳铁素体-珠光体的显微组织与性能的关系及有关的一些用途，如钢轨和锻件。相当大数量的中高碳钢被制成棒线材产品，并在冷加工方面获得应用。对于冷加工的影响，对诸如钢丝绳、轮胎帘线和镦锻毛坯等应用作了一些考察。用于制造动力传输轴这类工件的钢棒的冷精整及对性能的影响和进而给制造成本与产品质量带来的好处也做了介绍。

9.6 参考文献

American Iron and Steel Institute（1968），*Cold Finished Steel Bar Handbook*. Washington，DC：AISI.

Ashby，M. F.（1966），in：*Oxide Dispersion Strengthening*. Warrendale：AIME，143.

Bain，E. C.，Paxton，H. W.（1961），*Functions of the Alloying Elements in Steels*. Metals Park，OH：American Society for Metals.

Esvald，C.（1989），*Modern Railway Track*. Duisburg，FRG：Thyssen Stahl.

Gensamer，M.，Pearsall，E. B.，Pellini，W. S，Low，J. R.（1942），*Trans. ASM* 30，983.

George，T.，Irani，J. J.（1968），*J. Aust. Inst. Metals* 13，94.

Gladman，T.（1966），*Proc. Roy. Soc.* *A*294，298.

Gladman，T.（1989），*Ironmaking and Steelmaking* 16，241.

Gladman，T.，Pickering，F. B.（1967），*J. Iron Steel Inst. London* 205，653.

Gladman，T.，Pickering，F. B.（1983），in：*Yield，Flow and Fracture of Polycrystals*：Baker，T. N.（Ed）. London：Applied Science Publishers，pp. 141—198.

Gladman，T.，Holmes，B.，McIvor，I. D.（1971），in：*Effects of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steels*. London：The Iron and Steel Institute，pp. 68—78.

Gladman，T.，McIvor，I. D.，Pickering，F. B.（1972），*Journ. Iron Steel Inst.* 210，916

Gladman，T.，Dulieu，D.，McIvor，I. D.（1977），in：*Microalloying* 75：Korchynsky，M.（Ed.），New York：Union Carbide Corporation，pp. 32—54.

Hall，E. O.（1951），*Proc. Phys. Soc. Series B* 64，747.

Houdremont，E.，Mailander，R.（1929），*Stahl u. Eisen* 49，833.

Kircaldy，A.（1984），in：*Developments in Steel Wire Production*. Sheffield：British Independent Steel Producers Association，pp. 22—29.

Kouwenhoven，H. J.（1969），*Trans. ASM* 62，437.

Langford，G.（1970），*Met. Trans. AIME* 1，465.

McIvor, I. D. (1974), in: *Symp. Chemical Metallurgy of Iron and Steel*. Sheffield: British Steel/Sheffield University, pp. 272—274.

Mehl, R. F. (1939), *Trans. ASM* 27, 1.

Nachtman, E. S., Moore, E. B. (1958), *J. M.* 281.

Narita, K. (1975), *Trans. Iron Steel Inst. Jo* 145.

Naylor, D. J. (1989), *Ironmaking and Steelmaking* 16, 246.

Ochiai, I., Nagumo, M., Amakawa, T., Takai (1983), *Wire Journal, No.* 7, 72.

Pelissier, G. E., Hawkes, M. F., Johnson. Mehl, R. F. (1942), *Trans. ASM* 30, 1049.

Pesche, F., Hollande, M., LeQuéré, J., Ta (1982), *Wire Journal, No.* 7, 86.

Petch, N. J. (1953), *J. Iron Steel Inst. London*.

Pickering, F. B. (1990), in: *Vanadium Micro Steels; Proc. of Int. Symp. Krakow Poland*: Korchynsky, M., Gorczyca, S., Blinchaski M. (Eds.). Association of Metallurgical En and Strategic Minerals Corporation (USA) 79—104.

Pickering, F. B., Gladman, T. (1963), *Iron an Institute Spec. Rep. No.* 81, 10.

Sinha, A. K. (1989), in: *Ferrous Physical Met*. Boston, USA: Butterworths, pp. 671—748.

Smithells, C. J. (1983), *Metals Reference Book* Edition, Brandes, E. A. (Ed.). London: worths.

Wagner, C. (1961), *Z. Elektrochem*. 65, 581.

Zener, C. (1946), *Trans. AIME* 167, 550.

一般阅读材料

American Iron and Steel Institute (1968), *Coished Steel Bar Handbook*. Washington. DO.

Bain, E. C., Paxton, W. W. (1961), *Functions oping Elements in Steels*. Metals Park, OH: A.

Engineer, S., Huchtemann, B., Schuler, V. (1987) *Fundamentals of Microalloying Forging* Warrendale. PA: AIME, pp. 19—38.

Esvald, C. (1989), *Modern Railway Track*. Du FRG: Thyssen Stahl.

Gladman, T., Pickering. F. B. (1983), in: *Yield and Fracture of Polycrystals*: Baker. T. N London: Applied Science Publishers, pp. 14.

Korchynsky, M. (Ed.) (1977), *Microalloying* York: Union Carbide Corporation.

McGannon, H. E. (Ed.) (1971), *Making, Shap Treating of Steel*. Pittsburgh, PA: United Steel Corporation.

Pickering, F. B. (1978), *Physical Metallurgy Design of Steels*. London: Applied Sciencepers, pp. 89—100.

Sinha, A. K. (1989), *Ferrous Physical Met* Boston. MA: Butterworth.

10 调质工程用钢

David J. Naylor and William T. Cook

British Steel Technical, Swinden Laboratories, Moorgate, Rotherham, U.K.

(赵 量 译)

目录

符号与缩语表

Ac_1	加热时珠光体向奥氏体转变温度
Ac_3	加热时铁素体完全转变成奥氏体的温度
A_{cm}	碳化物在奥氏体基体中溶解的温度
D_c	基本临界直径
D_i	理想临界直径
f	断裂真应变
H	淬火烈度
K_Q，K_{max}，K_{IC}	应力强度因子
K_{ISCC}	应力腐蚀裂纹的应力强度
M_f	马氏体转变终了温度
M_s	马氏体转变开始温度
T	回火温度
t	时间
AISI	美国钢铁协会
ASTM	美国材料试验协会
CCT	连续冷却转变
COD	裂纹张开位移
El	延伸率
HB	布氏硬度
HRC	洛氏硬度（C 标尺）
HV	维氏硬度
ITT	冲击转变温度

OQ	油淬的
PS	屈服应力
TS	抗拉强度
TTT	时间温度转变
WQ	水淬的

·p.436·

10.1 引　　言

工程用钢被定义为供机械和相关工程应用的钢。它们有碳素、微合金和合金几类工程用钢，包括直接硬化、渗碳、感应淬火、渗氮、不锈、耐蠕变、易切削、冷成型和弹簧钢。对工程用钢应用的从半成品到成品的转换工艺包括制管、锻造以及对大方坯、小方坯和黑色或光亮的棒材、盘条和线材的机械加工。

工程用钢用来制作要求具有高和严格的弹性、强度、韧性、疲劳抗力、高温蠕变和断裂抗力、耐蚀性、耐磨性、切削加工性和成型性的构件。它的应用领域遍及汽车、航空、航天、铁路、石油、煤和煤气的提炼、电站、国防、化学、农业、建筑和一般制造业。事实上，轿车、卡车、拖拉机和越野车辆总共占工程用钢市场的一半以上。

含碳达0.45%和含锰达1.5%的工程用钢，大量以轧制或正火状态用于一般工程，要求抗拉强度达至700MPa左右。这些钢显示铁素体－珠光体显微组织，用作低应力部件，例如轴、滑轮、托架、操纵杆、管件和悬挂件。

直接硬化的碳素钢和低合金钢在淬火和回火状态下，其强度和韧性具有良好的配合。根据合金含量、断面尺寸和热处理变化，抗拉强度值可以达到2000MPa。在含1%C，1.5%Cr的轴承钢，能获得很高的硬度（800/850HV）。它们的应用包括曲轴和连杆、悬挂锻件、紧固件、轴承、飞机起落架构件、弹簧、高强度管线配件、气体容器、采矿用链条和手用工具。

表面渗碳钢含碳较低，也可含合金元素。热处理使碳进入构件表面，产生高的表面硬度（700/800HV），而芯部最大硬度为450HV（见第4和17章）。渗碳处理通常用于齿轮，以提高其耐磨性和疲劳抗力。

感应淬火对中碳汽车构件的表面处理来说是一种快速、便宜、有效和可靠的工艺，这些构件要求有一深硬的表层（见第17章）。此工艺被用在曲轴、驱动轴、CV连接件、转向台架和轮轴。

渗氮是另一种表面硬化处理工艺，它用于Cr—Mo合金钢制作滑动部件，例如喷油系统、泵和调节装置（见第17章）。

对所有可硬化钢来说，一个主要要求是严格控制化学成分，以便获得稳定和预期的淬透性。

·p.437·

具有良好切削加工性的易切削中碳工程用钢含有故意添加的硫（达至0.4%）、铅（达至0.3%），必要时还添加碲、硒或铋。它们用来制作需大量切削加工的复杂形状构件。这些包括车轮螺杆和动力转向轴。最要紧的是要求高和稳定的切削加工性，以工具寿命、切削形状和表面精整度表示。已经开发出了能良好切削的碳素钢和低合金钢，它们含硫达至0.10%，并含适量夹杂物改性剂以保持横向延性和韧性（见第2、3和8章）。这些钢已成功地应用于齿轮、耳轴销和其它锻制内燃机构件。

含低碳和中碳、经硼处理或含低合金的冷成型钢，被用作紧固件和各种发动机/传动构件，例如火花塞、齿轮和耳轴销。这一类钢的基本要求是低硬度、良好延性、低夹杂物含量和高的表面质量，必要时经过处理可以得到合适的性能。

弹簧钢必须具有高的弹性极限和高的屈强比。对碳素钢可以通过冷加工，对低合金钢，如 Si—Mn 或 Cr—V 钢可以通过热处理来达到这些性能要求。它们使用于带卷和叶片弹簧悬挂件、稳定器、车体角位移横向平衡杆和阀弹簧。

滚珠、滚柱和滚针轴承由直接硬化的高碳合金钢，或低碳、低合金钢渗碳处理制成。最重要的性能是能够承受高的滚动接触应力。这类钢要求有高的纯洁度。

许多品种的高合金不锈钢（含铬和镍）用在需要很高耐蚀性场合的工程上，例如石化燃料和核动力电站的过热器和锅炉管、喷气发动机、热交换器、炉子设备、石化工业的阀门、管材和泵。这些钢也在第 11、12 章和第 14 章中述及。

10.2 淬火和回火的目的

奥氏体化、淬火和回火热处理（也称硬化和回火）的主要目的，是为了得到具有满意的综合力学性能的显微组织。对普通碳素钢或低碳低合金钢来说，处理的步骤是：加热到合宜的奥氏体化温度，使碳和合金元素溶入在该温度下存在的奥氏体组织中。然后钢急冷至环境温度，在冷却过程中，奥氏体相变。根据冷却速度和钢的淬透性（见第 1 和 4 章），相变产物可以是马氏体，或较高温度的相变产物如贝氏体、珠光体、铁素体/珠光体或者各种产物的混合体。当得到全部马氏体产物时，根据含碳和/或合金的不同，钢中会含有一定量的残留奥氏体。最后的组织通常要进行回火，以改善淬火组织的性能，尤其是提高韧性。

硬化和回火这一术语常常用以表示在淬火时转变成大量马氏体或下贝氏体。然而，有许多在淬火组织状态下使用的场合，可以是上贝氏体或铁素体/珠光体，并且在回火后可以得到满意的性能。因此，淬火和回火可说是更为确切的热处理术语。

·p.438·

应选择一种构件设计、钢成分和热处理的特殊配合，使在经济的基础上获得合乎使用要求的性能，这就要考虑成分和加工处理两个方面。因此，不同的应用领域，有一个最佳的平衡条件。例如，对航空航天工业用钢，要求强度和韧性的较好配合，以减轻重量，而并不重视降低加工处理的成本。

10.3 淬火和回火时奥氏体的转变

10.3.1 冷却过程奥氏体的转变

普通碳素或低合金钢，从完全奥氏体相区（图 10-1）冷却到环境温度时，形成的组织将主要取决于采用与钢的淬透性相应的冷却速度。快的冷速抑制向铁素体、珠光体和贝氏体等扩散控制相变的形核和长大，而慢速冷却则促使在较高温度下形核与长大的相形成。形成的转变产物取决于决定碳和合金元素扩散能力的形成温度（见第 1 章）。

应当指出，尽管转变产物被给予珠光体和贝氏体等名称，其实并没有精确的界限，

它们以一种连续的铁素体/碳化物聚合体出现，并且随温度降至马氏体形成温度，显微组织越发细化。马氏体形成的温度对任何给定成分的钢来说最具特性，被称作 M_s（马氏体转变开始温度）。各种扩散控制组织形成的模式在第 1 章已作详述，但可归结如下。

(a) 在大约 600℃以上发生的转变，生成铁素体和珠光体。在此范围的较高温度下形成较粗的珠光体。随着转变温度的下降，先共析铁素体的量减少，同时珠光体变得较细。这反映扩散速度越加变小。在较低的转变温度下，铁素体会以针状或魏氏组织形态出现。

(b) 在更低的温度下，转变产物变成贝氏体，这一组织又可分为上贝氏体和下贝氏体，它们在低至 M_s 以上温度，甚至在 M_s 以下形成。

·p.439·

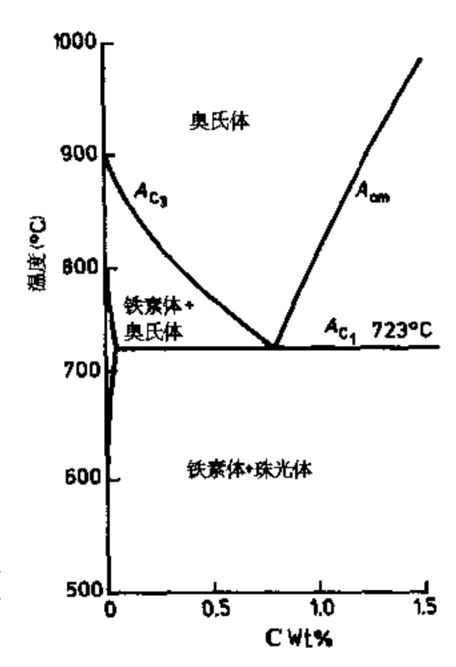


图 10-1　铁-碳化铁相图

上贝氏体在贝氏体形成的高温区以细的铁素体和碳化物聚合体形式生成，在该区域碳能扩散，但扩散距离比之形成片状珠光体所需的要短。此组织是由在铁素体板条之间析出的小碳化物组成。

在接近 M_s 的较低温度下，扩散更受限制，而下贝氏体是由在铁素体板条内析出的细碳化物组成。

马氏体在还要在更低的温度下形成，那里扩散很慢，以致不发生碳化物析出。奥氏体组织按无扩散剪切转变成马氏体。马氏体相变发生在 M_s-M_f（马氏体转变开始到终了）温度范围，并且随着温度的下降，转变进行减缓。这个温度范围大约为 200℃，但转变并非随温度的下降呈线性关系。

M_s 以致 M_f 随碳和合金含量的增加而下降，而碳起着主要作用，成分和 M_s 之间的关系已有很多研究人员作了测定（Grange 和 Stewart，1946；Payson 和 Savage，1944；Steven 和 Haynes，1956；Andrew，1965），Steven 和 Haynes（1956）报道了以下关系：

$$M_s(℃) = 561 - 474(\text{wt\%C}) - 33(\text{wt\%Mn}) - 17(\text{wt\%Ni}) - 17(\text{wt\%Cr}) - 21(\text{wt\%Mo}) \qquad (10\text{-}1)$$

Andrew（1965）利用很大量的钢，得到了下列关系，按此关系预测的 92% 的 M_s 在实测值的 ±25℃之内。

$$M_s(℃) = 539 - 423(\text{wt\%C}) - 30.4(\text{wt\%Mn}) - 17.7(\text{wt\%Ni}) - 12.1(\text{wt\%Cr}) - 7.5(\text{wt\%Mo}) \qquad (10\text{-}2)$$

利用 Steven 和 Haynes（1956）的下列关系可以从 M_s 温度得知马氏体转变的进展情况。

$$M_{10}(\pm 3℃) = M_s - 10℃$$

$$M_{50}(\pm 9℃) = M_s - 47℃$$

$$M_{90}(\pm 12℃) = M_s - 103℃$$

$$M_f(\pm 15℃) = M_s - 215℃$$

在具有高 M_s 温度的钢中（一般含低的碳），初次马氏体会在很高温度下形成，在进一步冷却时会发生自回火。在含较高碳和/或合金的钢中，M_s 能降到室温以下，并有少量奥氏体在组织中保留下来。通过调整成分，$M_s - M_f$ 范围可以得到控制，如在相变控制钢那样（见第 12 章）。在此，M_s 接近室温，这样在此温度下钢组织主要是奥氏体，然后通过深冷处理、敏化处理（回火使碳在奥氏体中再分布）或小量应变来促使转变成马氏体。也可以采用综合处理的方法。

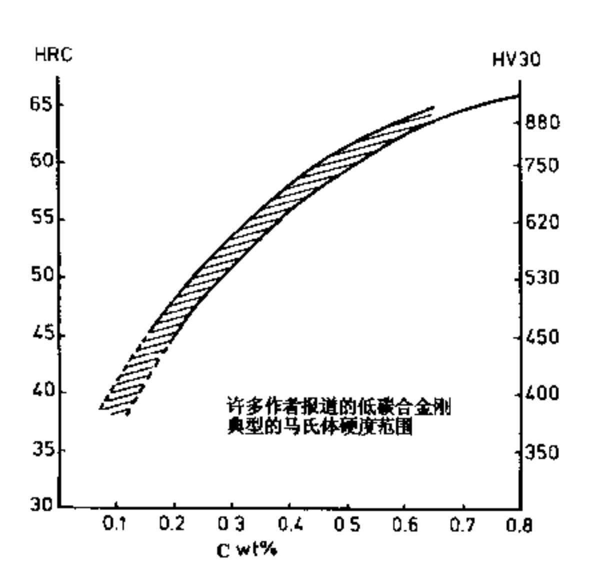


图 10-2　含碳量对马氏体硬度的影响

奥氏体不锈钢可以认为是这类合金，它的 M_s 由于其高的合金含量正好在室温以下。奥氏体组织甚至在液态氢或氦温度下仍可稳定，但是通过在零下温度的应变会引起转变成马氏体。

·p.440·

在碳素和低合金钢中，马氏体的硬度主要受控于碳含量（Burns 等，1938；Hodge 和 Orehoski，1946），见图 10-2。马氏体是一种体心正方结晶组织（见第 1 章），碳占据间隙位置并使立方铁素体晶格畸变。在低碳钢中，具有极小的正方性，以致实际上属 b.c.c.，但是当较多的碳溶入其中时，正方性就增加，正是晶格这种正方性的增加（较高的能量、应变或畸变），使马氏体的硬度升高。然而，对任何给定的碳含量，可以得到较低的硬度值，这表现在含有某些非马氏体转变产物的几乎未硬化的钢中或含有大量残余奥氏体的合金钢中。自回火也能使马氏体的硬度下降。

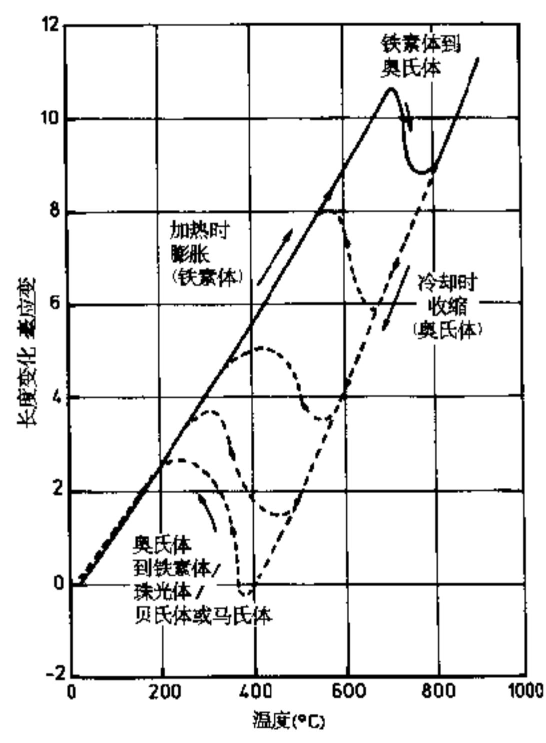


图 10-3　加热时（铁素体→奥氏体）和冷却时（奥氏体→铁素体、珠光体、贝氏体或马氏体）的尺寸变化

铁素体和马氏体两者都没有奥氏体那样密实，伴随奥氏体向珠光体、贝氏体或马氏体转变，会产生体积膨胀，见图 10-3。体积膨胀的主要诱因，在于从面心立方组织变成体心立方或正方组织。

这种体积变化效应随着相变温度的下降变得更为明显，转变着的材料几乎不能容纳

应变。这些因素，结合在淬火过程产生的热应力和应变，就导致畸变和尺寸变化，这是硬化处理的一个不可避免的结果，在极端情况下还会引起开裂。另一方面，仔细控制这些因素能产生有益的压缩应力，通常在表面硬化的构件中有此需求，例如它能提高疲劳抗力，见6卷第11章。

10.3.2 转变产物的回火

·p.441·

奥氏体分解产物的稳定性，随它们形成温度的降低而减弱。因而，马氏体的稳定性比贝氏体小，依次，贝氏体的稳定性比珠光体小。因此随后再加热时，因为显微组织向平衡移动，马氏体中发生反应的速度和温度，比在珠光体或贝氏体中相应较快和较低。考察马氏体和珠光体的极端情况，这一现象可表现得十分明显。钢回火的详细情况在第1和4章中讨论。

10.3.2.1 马氏体

将马氏体组织加热就能产生扩散，这使晶格应变松弛，并且随着温度的升高（和时间的延长），扩散能跨越较长的距离。回火（软化）因碳以碳化物析出而开始，碳化物随温度的升高而长大，并在完全回火的钢中用适当的放大倍数可以在铁素体基体中看到球状碳化物颗粒。

各个元素的扩散能力随原子尺寸的增加而减小。碳的原子小，回火从碳原子扩散形成碳化物开始。在低温下，形成的碳化物往往会富碳并且很小。例如，在较低温度下形成的碳化物大致为 $Fe_{2.4}C$（ε 碳化物），当温度足以使扩散较快时，就迅速地变成 Fe_3C。一般认为，在回火过程中 Fe_3C 的长大，自扩散起显著作用。

合金元素，尤其是那些碳化物形成元素降低碳的活度，因为它们的原子尺寸大，致使合金元素和碳两者的扩散较慢。在任何给定的温度下，如果形成的碳化物较细小和稳定，长大和粗化的倾向小，回火抗力就高。在晶粒内形成细碳化物使组织强化，致使硬度下降的速度比在无合金的钢要小。回火抗力是由细小碳化物的析出在马氏体的软化和基体的强化之间取得平衡。

在极端情况下，碳化物的强化作用能提高在特定回火温度范围内的硬度。例如高速钢在600℃左右回火，在这方面就很明显（见第13章），在含足量强碳化物形成元素，例如钼、钨和钒的较低合金钢中，碳化物强化作用也是有益的。铬，只有大量存在时，才能起这种作用，被称作二次硬化（见第1章）。

10.3.2.2 珠光体

淬火时形成珠光体的场合，和形成马氏体或贝氏体相比，可以认为这种钢很稳定并抗回火。而且，在680℃形成的粗珠光体比在600℃形成的细珠光体更稳定。

对许多场合来说，可以认为这些显微组织不受低温回火的影响。即使在较高温度下（大约在珠光体形成温度）也难以感生可察觉的组织变化。例如，在平衡组织附近，可以当作在铁素体的一种粗化的球状碳化物。而且，珠光体，尤其是粗大珠光体组织是如此稳定，以致很难球化，即使在接近 Ac_1 温度也需要非常长的热处理时间，这一现象对

钢，特别是共析成分钢造成很大麻烦，为了冷成型目的就得进行球化退火处理。
·p.442·

10.3.2.3 残余奥氏体

回火对残余奥氏体的影响需要单独考虑。在中间温度回火时，奥氏体中的碳能因碳化物的析出而降低，这样在冷却到室温时，从含碳较低的奥氏体形成新的马氏体。这一情况在中合金钢中很普通，这些钢可能要进行二次回火处理使新形成的马氏体回火。在某些情况下，还需进行三次回火处理。

在奥氏体向马氏体转变时，有体积增加，M_f 温度降低，简单地得到反映。这归因于间隙原子扩散到并集聚在马氏体转变的核上，从而使这些核缺少生长力。稳定化作用产生的残余奥氏体在油淬火时比水淬火多。因为油淬时冷却速度较慢，钢在稳定化温度范围的时间较长，所以奥氏体的稳定化作用更明显。然而，通过冷却到很低的温度（零下），使稳定化的奥氏体全部转变是可能的。

10.4 硬化和回火的冶金学

10.4.1 淬透性

淬透性（见第 1 和 4 章）可以这样描述，它是决定钢从奥氏体化温度淬火时生成的淬硬组织的深度和分布的一种性能。必须指出的是淬透性是取决于化学成分和晶粒尺寸，而与淬火剂或淬火系统无关的一种材料性能。然而，横过截面的淬火组织是淬透性和淬火工艺两者的函数，它们决定淬火的烈度。
·p.443·

硬度和淬透性是分立的参数，一种能达到高马氏体硬度（具有高的含碳量）的钢可以具有低的淬透性，因之仅能在很小截面中才能得到图 10-3。在一些高硬度、高精度构件中，这会引起尺寸稳定性问题，需要多次回火来消除在最终制品中会发生转变的所有奥氏体。

使奥氏体敏化产生转变的回火温度通常超过 300℃。一些中碳、低合金钢在马氏体板条之间形成残余奥氏体薄膜。这对韧性有利，并要求低的回火温度以保持韧性（和硬度)。9wt.%镍的低温用钢的韧性就是依靠在回火时形成一种作为稳定相的奥氏体。而这是一种相反的作用，它靠的是在较高温度下回火形成新的奥氏体。那些含镍高的钢可使临界温度范围有很大下降，以致可认为钢在回火时部分地再奥氏体化。

另一个在淬火钢中控制残余奥氏体量的因素是奥氏体的稳定化。这导致比从 M_s 和 M_f 温度所预期的存在更多的残余奥氏体。这一现象是基于当钢从奥氏体区冷却，并在恰好 M_s 以上温度或在 M_s-M_f 温度范围内保温，奥氏体变得稳定而不发生马氏体转变。稳定化虽不彻底，但当温度下降时形成较少的马氏体，也即潜在的最大硬度。相反，一种具有高淬透性的钢将能使较大截面淬硬，不过，要是碳含量低，达到的最大硬度也就低。这一现象示于图 10-4。

钢的淬透性可以用各种判据来评价，而最常用的或许是 CCT 图（连续冷却转变图）和顶端淬火淬透性试验。前者可用来估计宽的尺寸范围大体的淬火组织。后者能给出低

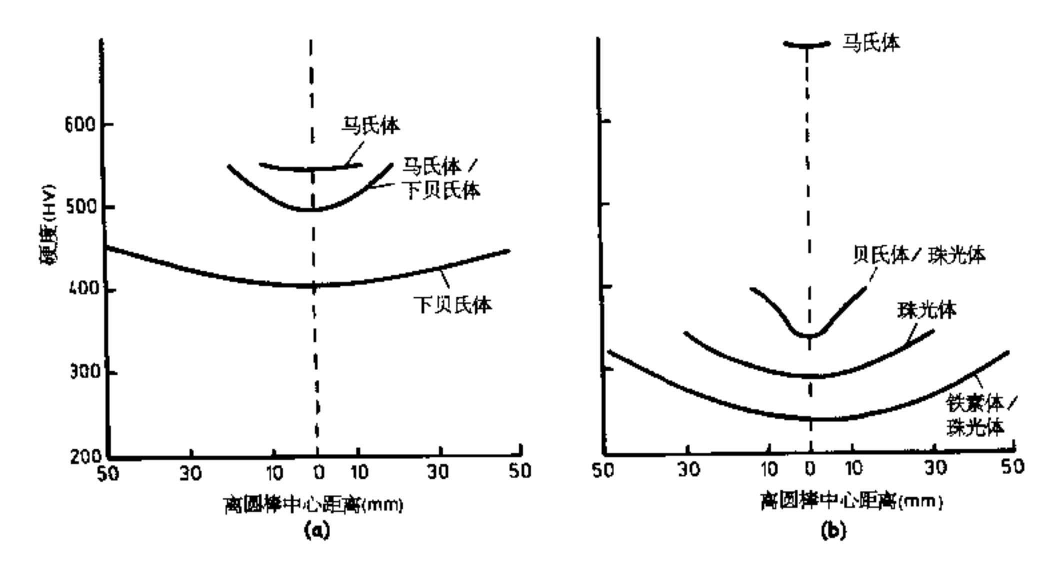


图 10-4 碳和合金元素含量对跨越不同直径圆棒硬度分布影响的示意图。(a) 高淬透性钢 0.3wt%C，2.5wt%Ni，1wt%Cr，0.5wt%Mo；(b) 低淬透性钢 0.5wt%C，0.8wt%Mn

合金钢淬透性的精确区别，并为预测截面直径达至约 100/150mm 时油淬或水淬的显微组织提供了良好的依据。顶端淬火试验为控制质量监控淬透性提供了一种精确和可靠的方法。已有一种新的动向，从化学成分来计算顶端淬火淬透性。

Grossman (1942) 提出过一种根据化学成分和晶粒尺寸来预测淬透性的方法。此方法的详细叙述超出了本工作的范围。然而，总的说来，它给予一个碳素钢根据碳含量和晶粒尺寸一项基本淬透性参数 (D_c)。然后它乘以存在的各个合金元素的系数 (f_1，f_2 等)，得到一个称之为理想临界直径的参量 (D_i)，这就是

·p.444·

$$D_i = f_1(\mathrm{wt\%Mn}) \times f_2(\mathrm{wt\%Si}) \times f_3(\mathrm{wt\%Cr}) \times f_4(\mathrm{wt\%Mo}) \tag{10-3}$$

理想直径 D_i 的定义是在'理想'淬火后于直径中心将生成含 50%马氏体的显微组织。所谓理想淬火是它能立刻将被淬火件的表面温度降到淬火剂的温度。理想直径与实际情况的关系以淬火烈度因素来表示。

叠加系数的概念，用来定量评价普通合金元素对淬透性的影响已经很多年 (Cralts 和 Lamont，1944；Kramer 等，1944，1946；Brophy 和 Miller，1946；Jatczak，1973)，并且为表述它们的相关作用提供了有用的论据，见图 10-5 (a) — (c)。当然，在判定的时候需加小心。例如，在个别研究中，所测系数是通过单一合金添加到普通基本成分的钢来确定的，而作用是随基本成分和碳含量的变化而改变的。少量添加几个合金元素比大量添加单一合金元素能更加有效，这被称为最佳协同作用概念。此外，合金元素只有当溶解于奥氏体中时，才能对淬透性起好的作用。因此，改变影响碳化物溶解的奥氏体化温度也对淬透性有影响，例如在过共析钢或含碳化物形成元素高的钢。Siebert 等对这一工作提出了很好的评述 (1977)。

10.4.1.1 相变图

·p.445·

热处理工作者有两种形式的相变图可资利用，得以估计在热处理过程形成的大致的

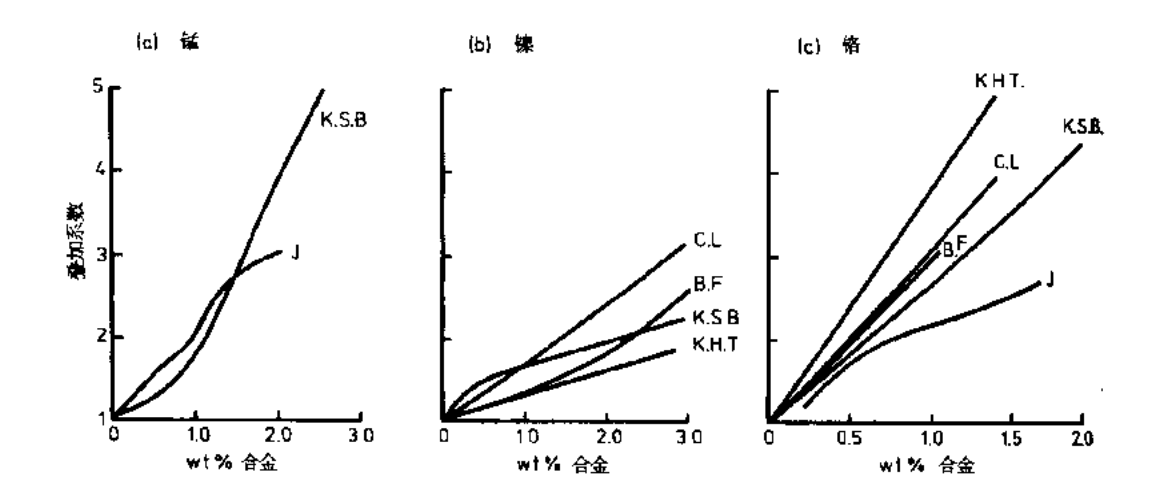


图 10-5 典型的淬透性叠加系数，(a) 锰，(b) 镍，(c) 铬 [根据 K.S.B.：Kramer 等 (1946)；B.F.：Boyd 和 Field (1945)；C.L.：Craft 和 Lamont (1944)；K.H.T.：Kramer 等 (1944)；所有中碳钢 J.：Jatczak (1973)，从 925℃淬火的高碳钢]

显微组织，并以此评价钢的淬透性。它们是 TTT（时间、温度、转变）和 CCT（连续冷却转变）图。典型的 TTT 图示于图 10-6（a）和 10-6（b）(Mond Nickel 公司，1958)，分别是两种约含 1.3wt%/1.5wt% Ni，而铬和钼含量有很大差别的中碳钢。许多其它钢的相变图可以从文献中得到。这些图（也称作等温转变图）可用来确定合宜的等温退火温度，也可以标示淬透性。一般说来，开始相变所需的时间越长，淬透性越好。

很少的热处理工艺是采取用来制作 TTT 图的分步冷却，大多数显微组织是由连续冷却方法获得的。它更便于制作一种改进型图，如图 10-7（a）和 10-7（b)。这些 CCT 图是从一英国钢铁公司出版物取来的（Atkins，1977)，该出版物也介绍了确定图的方法和它们的局限性。它们把断面尺寸置于横坐标，而不是时间，并能直接地通过选定相关的淬火剂线指出在实际条件下被淬火的断面尺寸。碳和合金元素含量变化的影响可以根据各种曲线察知，淬透性随曲线的右移而增加。

CCT 图能用来预测断面中心大致的显微组织和它们形成的温度范围（图的上部)，但是不能预测所得的硬度。然而，这些特制图的下部分表明特定组织和含碳量时的大致硬度。

一种成分以至淬透性范围很宽的含 0.3wt%C 钢 CCT 图示于图 10-7（a)。参看图上的垂直线，从它们投射到油淬火横坐标线上相关的断面尺寸，就能得知 20mm，50mm 和 100mm 直径油淬棒材中组织和硬度的变化。

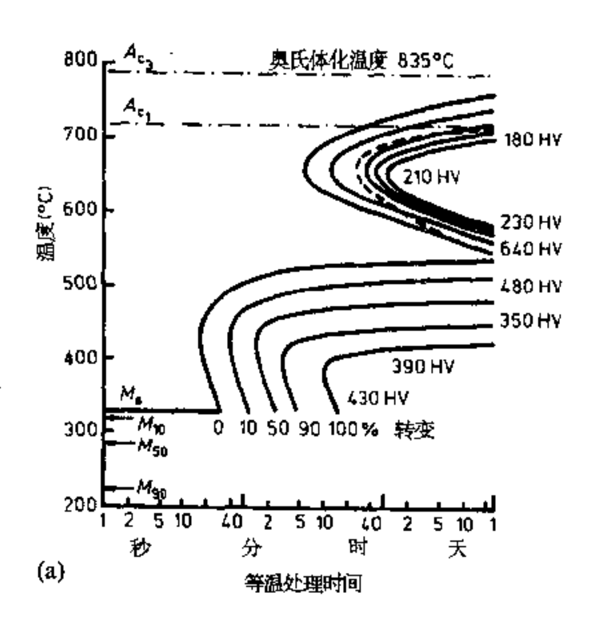
·p.448·

(a) 对 100mm 直径钢棒，仅在具有最大淬透性的钢中才能得到完全马氏体组织，硬度大约为 600HV。显然，对这种钢直径较小的油淬棒材可得到相同硬度的完全马氏体组织。

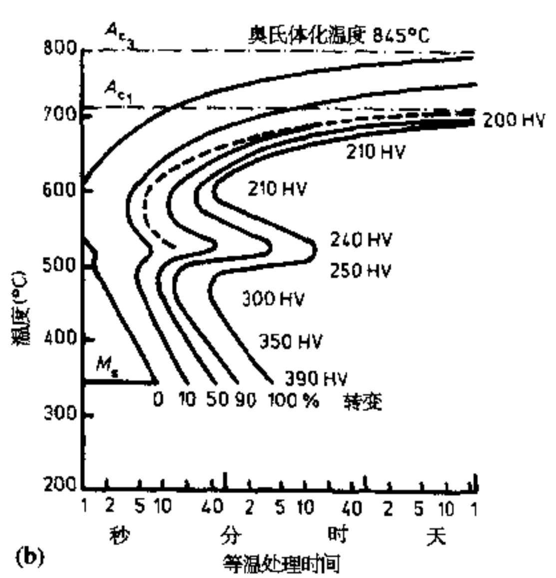
(b) 对 100mm 直径的中等淬透性钢，图 10-7（a)，可望得到混合的铁素体、珠光体和上贝氏体组织，硬度约 260HV，转变从 700℃形成铁素体开始，并以形成贝氏体转变终了。在直径较小的 50mm 和 20mm 钢棒中，预期的组织是贝氏体/马氏体，转变分别

从600℃和550℃开始。在两种尺寸的钢棒中，都会有一些马氏体形成，但在更小的钢棒中，形成的马氏体明显地增多。预测的硬度值分别约为320HV和450HV。

(c) 在最低淬透性钢中，最大直径的钢棒在油淬时会生成全部铁素体/珠光体组织，硬度大约为240HV，转变发生在700—600℃范围。直径最小的20mm钢棒，预期会生成硬度约500HV的马氏体/贝氏体混合组织。联系到在实际淬火条件下可能会发生的一些变化，必须说明此图的精确性有其局限性。然而，它们能相当近似地提供一种预测淬火组织的有用导向。当热处理需要高的精确度或稳定性时，就要用更精密控制和测定淬透性的方法。应当指出，在TTT或CCT图上总表示出原始奥氏体晶粒尺寸是十分必要的，它对淬透性有很大的影响。



(a)



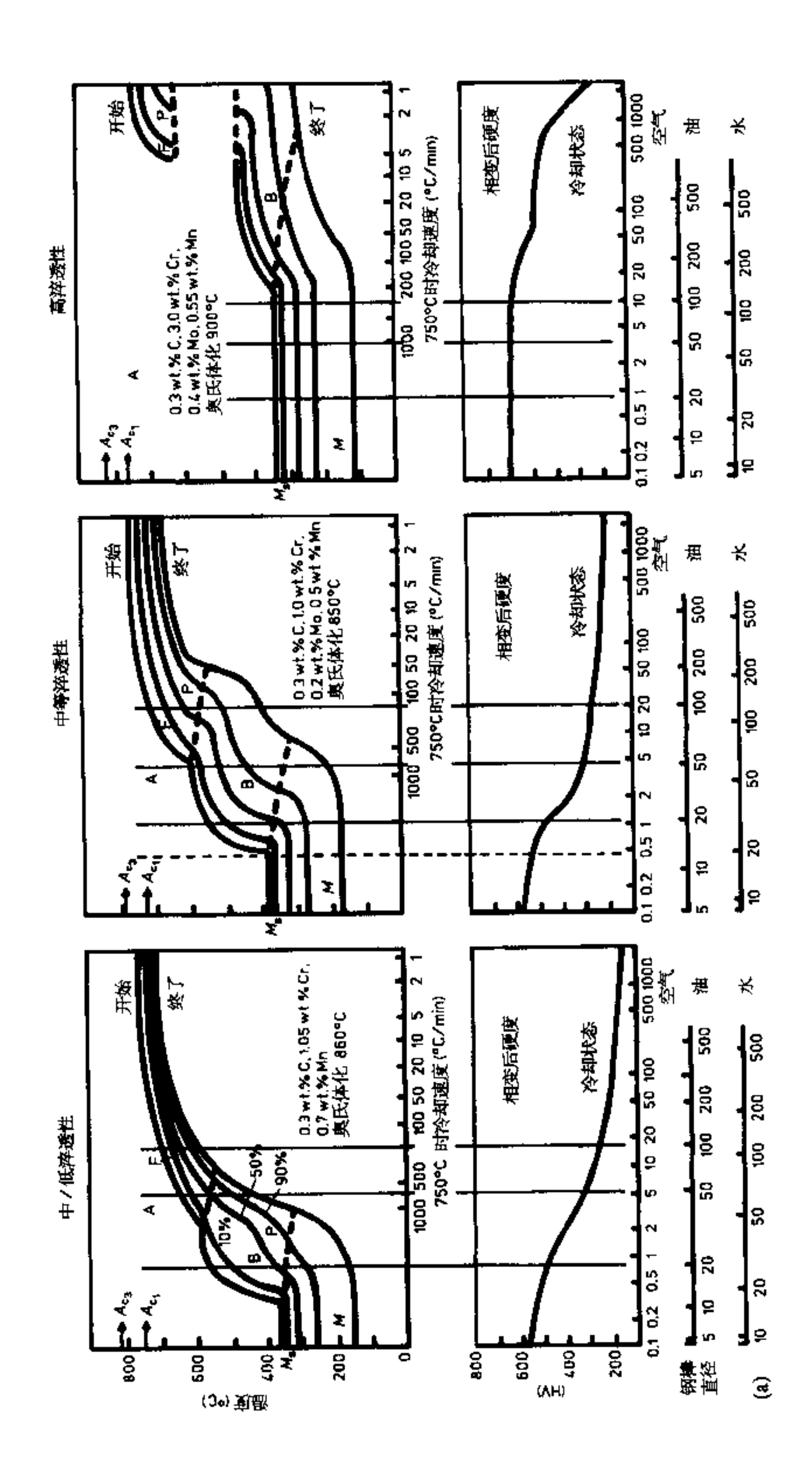
(b)

图10-6 等温转变（TTT）图。 (a) 0.36wt% C、0.52wt% Mn、1.17wt% Cr、0.27wt% Mo、1.52wt% Ni.
(b) 0.3wt% C、0.63wt% Mn、0.55wt% Cr、1.27wt% Ni，(淬火状态晶粒尺寸，ASTM7)

10.4.1.2 顶端淬火淬透性

根据Jominy (1938) 命名的顶端淬火淬透性试验，或许是评价碳素和低合金钢淬透性最广泛使用和精确的方法。可以测定合金含量少量变化的影响，并能利用测得的结果来预测淬火断面的硬化特性。它广泛地作为一种质量控制方法使钢的淬透性保持在允许的范围，并保持稳定的热处理特性以获得最终要求的性能。它对供大批量构件生产用的钢特别有用。

试验进行的方法包含在大多数国家的标准中（见参考文献——进行顶端淬火淬透性试验的标准）。简单说来，试验的步骤是：将-25mm直径100mm长的试验钢棒加热到奥氏体化温度，并从其一端用一受控的标准喷嘴喷水淬火。随后沿长度方向从淬火端到50mm处测量硬度，图10-8。沿钢棒测得的硬度变化是从淬火端起因冷却速度的减慢，随之显微组织发生变化所致。低淬透性钢随着离淬火端距离的增加，硬度显出快速下降。用此试验能评价为具有最大淬透性的钢，是沿淬火端50mm得到均匀的硬度，并在硬度-距离图上显示一条水平线，见图10-8。



中／低淬透性
中等淬透性
高淬透性
开始
终了
0.3 wt.% C, 1.05 wt.% Cr, 0.7 wt.% Mn
奥氏体化 860°C
0.3 wt.% C, 1.0 wt.% Cr, 0.2 wt.% Mo, 0.5 wt.% Mn
奥氏体化 850°C
0.3 wt.% C, 3.0 wt.% Cr, 0.4 wt.% Mo, 0.55 wt.% Mn
奥氏体化 900°C
750°C时冷却速度 (°C/min)
温度 (°C)
(HV)
相变后硬度
冷却状态
钢棒直径
空气
油
水
(a)

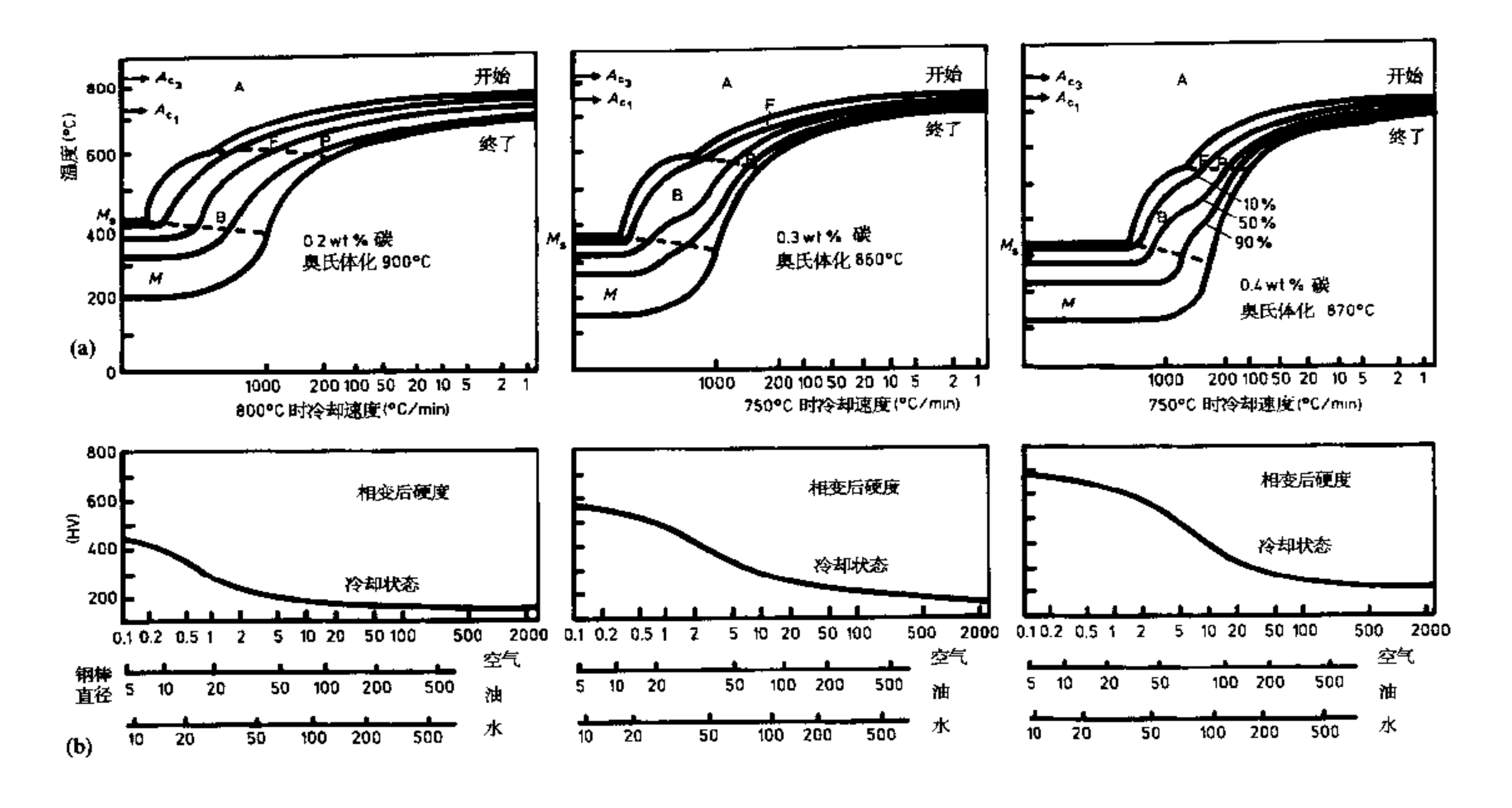


图 10-7 连续冷却转变(CCT)图。(a)含有合金元素的 0.3wt%C 钢。(b)含碳量在 0.75wt%Mn,1.0wt.%Cr 钢中的影响。[注意(i)淬透性随合金元素含量的增加而增加。(ii)提高含碳量,最大马氏体硬度和淬透性都增加。(iii)增加含碳量使 M_s,M_{10},M_{50},M_{90}和 M_f下降。]A:奥氏体;F:铁素体;P:珠光体;M:马氏体

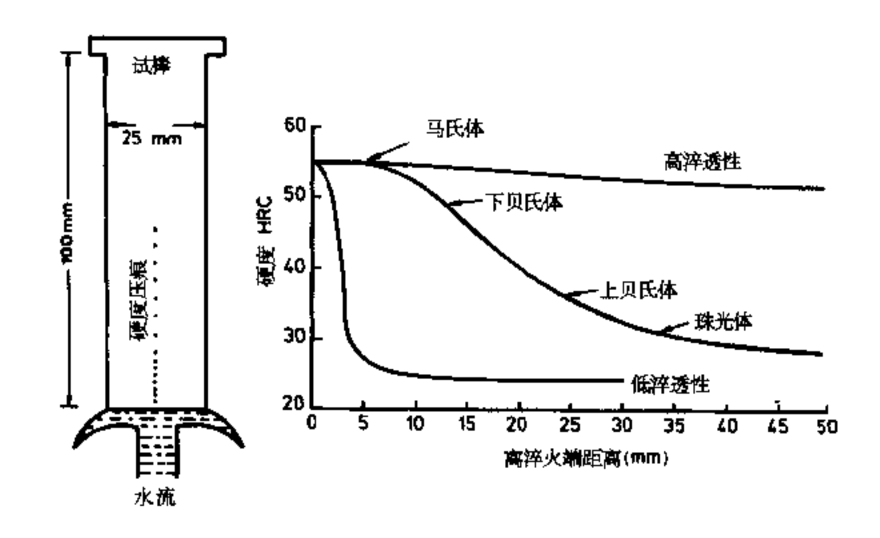


图 10-8　顶端淬火淬透性试验和典型淬透性曲线的示意图

·p.449·

试验方法还给出合金元素对淬透性影响的精确图形，如图 10-9 所示。

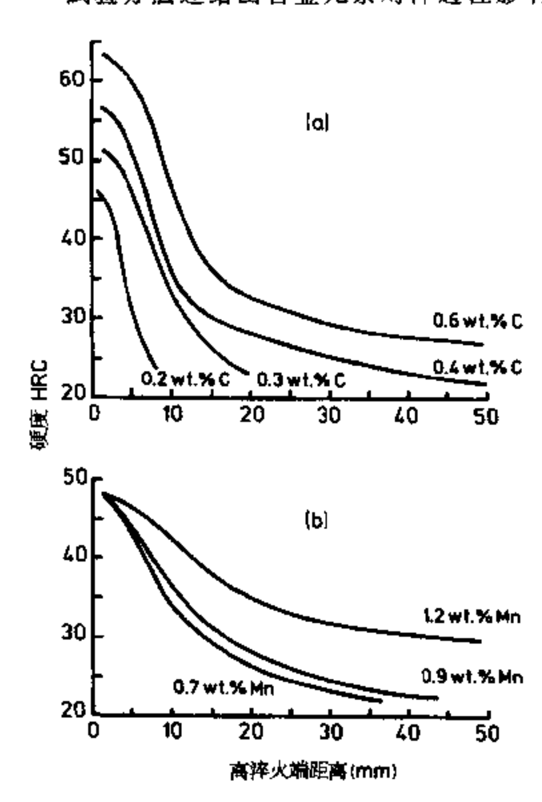


图 10-9　典型的顶端淬火淬透性曲线：
(a) 含碳量对 0.25wt.%Si，1.3wt%Mn，0.25wt% Cr，0.03wt%Mo，0.20wt%Cu 钢的影响；(b) 含锰量对 0.25wt% C，0.25wt% Si，1.0wt% Cr，0.1wt%Mo，0.2wt%Ni，0.2wt%Cu 钢的影响

如已经指出的那样，顶端淬火淬透性试验的主要优点是，能严格控制长期供应的钢并保证热处理特性的稳定性。控制淬透性的主要因素是成分和原始奥氏体晶粒尺寸，因而有趋向根据成分和晶粒尺寸利用计算的淬透性来控制工艺。这一方法的主要目的在于计算顶端淬火淬透性，因为从试验得到的数据给计算提供了精确的基础，它又与 D_i 的计算相联系，因为对某个钢来说，可以认为淬透性和 D_i 之间存在相互关系。对给定的某一个钢，规定它的淬透性范围等同于限定其化学成分或 D_i，两者结合可构成满意的方法来维持稳定的热处理特性。淬透性范围有时以顶端淬火淬透性图上的带来表示。

·p.450·

淬透性范围控制材料的可变性，但是一个构件所获得的性能还与热处理条件有关。所以真正的淬透性范围还需根据采用的热处理条件来确定，热处理条件可以在标称的相同热处理工序之间稍加变化。目前，在涉及淬透性与淬火（和回火）构件性能关系的方法，还没有精确到能适应热

处理条件的少量变化。所以，大批量生产的构件的淬透性范围需由经验和试验来确定。

10.4.1.3 合金元素对淬透性的影响

钢中存在的较普通的合金元素（碳、锰、铬、钼、镍）的一般作用已大致地在前一节数据中介绍，现汇总在表 10-1。大多数合金元素对淬透性有好的作用。只有钴是例外，认为它使淬透性降低。硫也可认为降低淬透性，但这是因为它以 MnS 从溶液中将锰排除，而且由于 MnS 夹杂成为非马氏体转变产物的形核点。合金元素对淬透性影响的详细评价超出了本书的范围。然而，关于这一课题有许多标准论著（Grossman，1942；Crafts 和 Lamont，1944；Kramer 等，1944，1996；Brophy 和 Miller，1946；Jatczak，1973），还有 Siebert 等的 ASM 出版物（1977）也给予很好的评述。这些论述在评估合金元素对淬透性影响都很有价值，但是其它因素，诸如奥氏体化时碳化物溶解的难易，对回火或对化学热处理的影响也需要加以考虑，况且炼钢和加工处理相加的成本是最终选择钢的最重要因素。因此，考虑最终选择合金系统通常不是单顾及淬透性。

表 10-1 硬化和回火时通用合金元素的影响

元素	硬化	回火
碳	增加碳量提高马氏体或贝氏体的硬度并增加淬裂敏感性。直到共析碳量，碳也提高淬透性，在此相变由铁素体形核。在降低 M_s 和 M_f 方面是所有元素最强的（和氮一道），因此对残余奥氏体影响很大。大多数含 0.3wt%C 以上的低/中合金钢在淬火形成马氏体时在室温下都含残余奥氏体	在普通碳素钢中碳从马氏体以碳化物析出，随温度的升高，因碳化物粗化，硬度下降。在高温下（例如 600℃）形成球状碳化物。合金元素降低碳化物粗化速度和增加回火抗力。碳化物形成元素使回火抗力大大提高，如果元素含量足够，细小弥散的碳化物促成二次硬化
硅	在大多数钢中，硅通常含量不多，一般在大约 0.5wt% 以内，而多数在 0.2%/0.3wt%。硅对淬透性的影响小，在通常的范围内认为影响不足道。它在低淬透性钢中会很有价值，这种钢应避免淬透性有大的波动，以保持一致性。 鉴于硅对淬透性的这一影响，有些钢可含硅达至 1.8wt%，但添加这样高的硅是为了回火抗力（见对面）。 硅使脱碳倾向增加，并且和氧有强的亲和力。这在渗碳时会是一个问题，因为它的氧化物比 CO/CO_2 更稳定	硅增加回火抗力，尤其是和钼一起使用时。它在铁素体中有固溶强化作用
锰	除特殊钢外，大多数钢含锰在 0.3wt% 以上，而在合金钢中一般达至 1wt%，C—Mn 钢可含达 2wt%。在特殊合金中，为了促使形成奥氏体组织，可含很高的锰。锰是对淬透性有强烈作用的最廉价合金元素之一它与硫结合形成硫化锰	锰对回火抗力的影响很小，它会促使能引起回火脆性的元素，如磷的晶界偏析

续表

元素	硬化	回火
磷	磷通常认为对淬透性有很强的影响。但是，由于它对韧性和回火脆性有显著的有害作用，一般限制在很低的范围	磷能很快迁移到晶界和界面，是铁素体钢中引起回火脆性的主要原因。在有些碳化物析出时效硬化奥氏体不锈钢中可加磷约达 0.1wt%，因为认为它有助于碳化物在晶内而不是在晶界析出
硫	在钢中不存在游离硫，因为硫与锰结合形成 MnS。可以认为它对淬透性有副作用，原因是它使锰从溶液中排除。对大多数钢来说，硫的变化范围太小，以致不会对有效锰有大的影响。但是值得指出，高硫可切削钢比低硫钢含有较高的锰。在某些情况下，硫化物夹杂使铁素体形核，影响淬火组织。硫化锰对切削加工性有重大影响	不起作用
镍	镍不形成碳化物，因此它能用作不升高奥氏体化温度的合金元素。事实上，当它大量存在时降低奥氏体化温度。它对淬透性起好的作用，但和其它合金元素相比相对较小。它降低临界温度范围，镍钢在比碳钢较低的温度下开始再奥氏体化	和碳化物形成元素相比，镍几乎不对回火抗力产生影响，但是在较高含量时，会使合金碳化物的析出改性。因为镍降低 Ac_3 温度，随着镍的增加最高的可利用回火温度下降。例如，在 4wt% Ni 合金，尤其是含较高碳的这种合金，在 680℃ 那样低的温度下就会发生奥氏体逆转变。在 9wt% Ni 合金，这一作用被利用在回火时形成残余奥氏体（为了韧性）。在 18wt% Ni 马氏体时效钢，在甚至更低的温度下奥氏体又回复转变成马氏体
碳化物形成元素（Cr，Mo，V，W）	所有碳化物形成元素都对淬透性有明显好的作用。碳化物的稳定性依次按 Cr，Mo，V，W 增加，因为碳化物稳定，它们的溶解需要高的奥氏体化温度。全部溶解所需的温度随合金含量和碳化物稳定性的增加而升高。 同 Mn 和 Ni 合金钢相比，可以采用较高的等温转变温度来退火。 很多含大量碳和碳化物形成元素的钢可以淬硬，但在组织中会残留大量无序弥散的未溶解（一次）碳化物。这样淬透性将降低，因为未溶解的合金元素对淬透性起不了作用	碳化物形成元素通过使碳化物析出改性提高回火抗力，这些碳化物以合金碳化物形成。因为它们稳定，粗化速度变小。形成的碳化物的成分随回火温度变化。在较低温度下，它们含富碳，此时，合金元素扩散不大容易，随着回火温度的升高，碳化物中合金元素增加。在多合金系中，不同元素在碳化物中的相对比例随回火温度变化 由微细碳化物析出引起的二次硬化在含足够碳并富含 Cr，Mo，V，W 的钢中发生。回火抗力和二次硬化倾向如所列次序。最佳二次硬化温度随碳化物稳定性的增加而升高。Cr 和 Mo 元素，常常还有 V 或 Al，一般在渗氮钢中存在。它们在渗氮时与氮结合并以细小氮化物在晶粒内析出，产生强烈硬化（即二次硬化）

续表

元素	硬化	回火
铬	铬对淬透性有强烈影响，但在上列合金元素中，它形成的碳化物稳定性最小。它是最便宜的碳化物形成元素，因此，随处可用	见上
钼	钼对淬透性有强烈影响，比铬更甚。它比铬形成较稳定的碳化物，需要较高的奥氏体化温度来完全溶解	钼比铬有较强的回火抗力。特别是它能延迟发生回火脆性，因此，它被用在例如渗氮钢，就是鉴于形成碳化物的双重作用
钒	钒的碳化物很难溶解，所以含多量钒的钢需要很高的奥氏体化温度来完全溶解碳化物。溶解的钒对淬透性有很强的影响，用于正火或控轧钢中，冷却时形成的铁素体-珠光体组织含碳化物的量约达至 0.2wt%（微合金钢，见第 5 章、第 8 章和第 9 章）。在保温时碳化物溶解，冷却时以细小碳化物析出，从而在最后组织中起弥散硬化作用	钒对淬火回火钢的回火抗力有很强的作用。在高温（550/650℃）回火的钢中，这一作用最显著，而铬和钼的作用表现在较低温度
钨	钨在一般工程用钢中不常见。它可以少量（~1wt%）存在于作叶片和薄带调质的钢中。可能会改善淬透性，它的碳化物很稳定，需要高温才能溶解。碳-钨低合金钢在通常的奥氏体化温度不能将所有一次碳化物完全溶解，因此，为了均匀分布预先加工是重要的。它较大的应用在高速钢领域（见第 13 章）	
硼	当为了淬透性而添加时，在合金元素当中，硼很独特，仅加入很少量大约 0.001%/0.003wt%就对淬透性产生显著好的影响。进一步提高添加量，不再有好处。 硼是通过抑制由铁素体形核的相变而提高淬透性的，因此，它在低碳钢中的作用较大，对所涉及的合金，作用下降直至共析碳含量，在共析成分（例如在碳素钢为 0.8wt%C）的多重系数为一。硼不降低 M_s 温度	硼对回火抗力不起作用。它随碳化物一起析出
铝	当有充足的量存在时，铝对淬透性有中等影响。然而在大多数钢中，铝只是少量（0.015%/0.06wt%）存在，目的是通过提高晶粒粗化温度来细化晶粒。当它以晶粒细化剂添加时，会使淬透性降低（细晶粒钢比粗晶粒钢的淬透性低）	在渗氮钢中，含铝达至约 1wt%，铝与氮结合以氮化物析出，能起强的硬化效应

一般地说，碳既增加硬度也增加淬透性，见图 10-7（b），但是超过共析含量再增加

碳会降低淬透性，因为未溶解碳化物供非马氏体转变产物，尤其是珠光体形核。对其它合金元素，淬透性随它们含量增加而增加，但影响不是性的。影响的大小各个合金元素是不一样的，并会因基本成分的不同而变化，它们以多重系数值表示。此外，添加少量多种合金元素比多量单一合金元素对淬透性会产生更大的功效。

上述一般作用的一个例外是硼，它少量添加约 0.001—0.003wt%就对淬透性有特异和强大的影响（Siebert 等，1977；Llewellyn 和 Cook，1974），见图 10-10。硼通过抑制转变成铁素体对淬透性起作用。图 10-12 给出了在基本成分为 0.5wt% Cr，0.5wt% Ni，0.2wt% Mo 和 C-0.8wt% Mn 的钢中硼的多重系数，可以看出硼的影响因基本成分而变化，而当两种基本成分钢在共析碳含量时，硼的多重系数均为一。

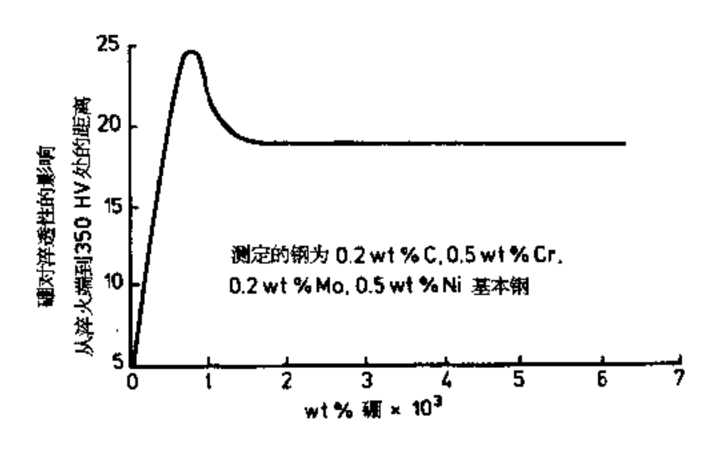


图 10-10　硼对淬透性的影响

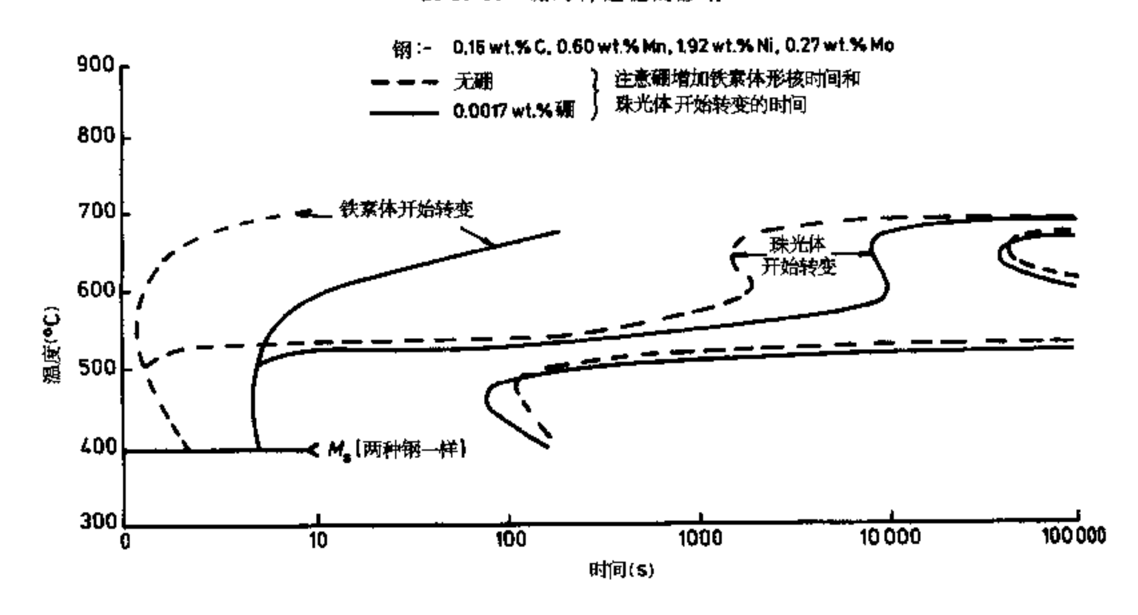


图 10-11　硼对 TTT 图的影响

·p.455·

10.4.1.4　淬透性和淬火条件之间的关系

淬透性是一种钢在一定冷却速度范围所能得到的显微组织的一个表征，但是在淬火

时，断面能达到的冷却速度与穿透表面的热排出速度、断面尺寸和断面内的温度梯度有关。热排出受好多因素，包括淬火剂种类（空气、油或水）以及搅动程度的影响。断面尺寸是重要的，因为热量必须从内部导向和逸出表面。对给定断面来说，热量导向表面的速度，也即内部的冷却速度主要取决于产生的温度梯度，它实质上是淬火介质的函数。水的排热速度比油快，因而对给定淬透性的钢来说，水淬火将生成较大的硬化深度。例如，在一个中等淬透性的钢，如图10-7（a）所示的水淬的20mm直径钢棒（垂直虚线）会是马氏体组织，而同样尺寸的油淬钢棒就会含很多量的贝氏体，它们在540—380℃之间形成。

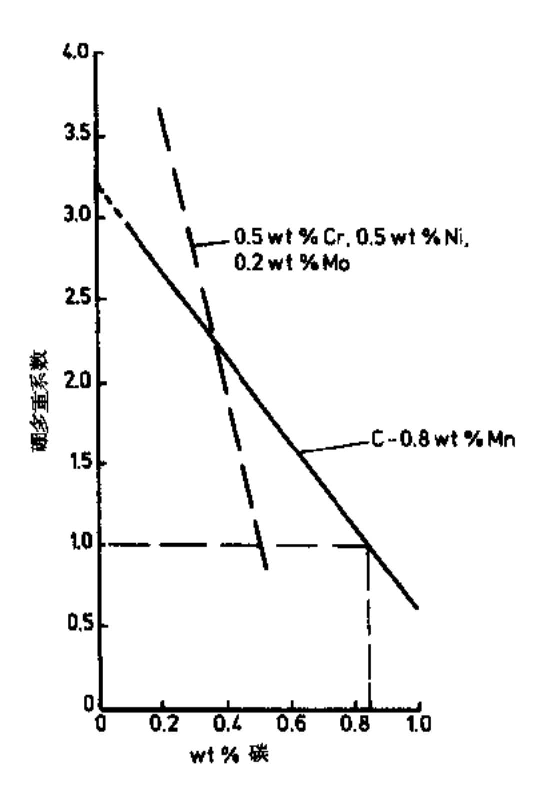


图 10-12　含碳量对硼多重系数的影响

不管淬火剂、棒料尺寸、淬火剂搅动和表面状态怎样搭配，冷却速度都随淬火时的瞬时温度而变化。由于冷却速度连续变化，常常取一特定温度下的冷却速度（约700℃）作为最有用的判据来评价淬透性和淬火条件之间的关系，并用来绘制 CCT 图，见图 10-7。从奥氏体化温度淬火时，在此温度以上表示大多数常用的淬火工程用钢不会发生相变，而在此温度以下，在慢的冷却速度下会转变成铁素体/珠光体。因而，通过700℃时的冷却速度虽然不可能是所有钢理想的参照温度和淬火速度，例如那些会产生许多低温转变产物钢，但它对大多数实际应用来说，不失为一种有用的方法。

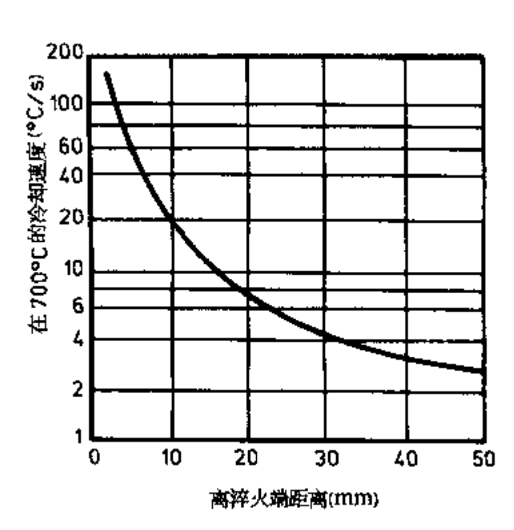


图 10-13　顶端淬火试棒表面 700℃处冷却速度的变化和离淬火端距离的关系

·p.456·

沿顶端淬火试棒的冷却速度从大约225℃/s到2℃/s变化，见图 10-13。这些与尺寸范围内淬火棒或构件测得的冷却速度具有相应的精确性。因此，通过冷却速度的对比，在钢棒直径和淬火剂种类与等效顶端淬火距离之间可以建立一定关系。这一关系，对油淬和水淬圆棒的中心部位来说，示于图 10-14。它对通常淬火的钢棒有较好的精确性。所示关系取自美国金属协会（1981），该关系中还包含表示搅动和钢棒表面条件影响的数据。在顶端淬火淬透性和钢棒内其它部位之间的关系也列在其上。一般关系在第 4 章中详述。

用这些关系可以预测：

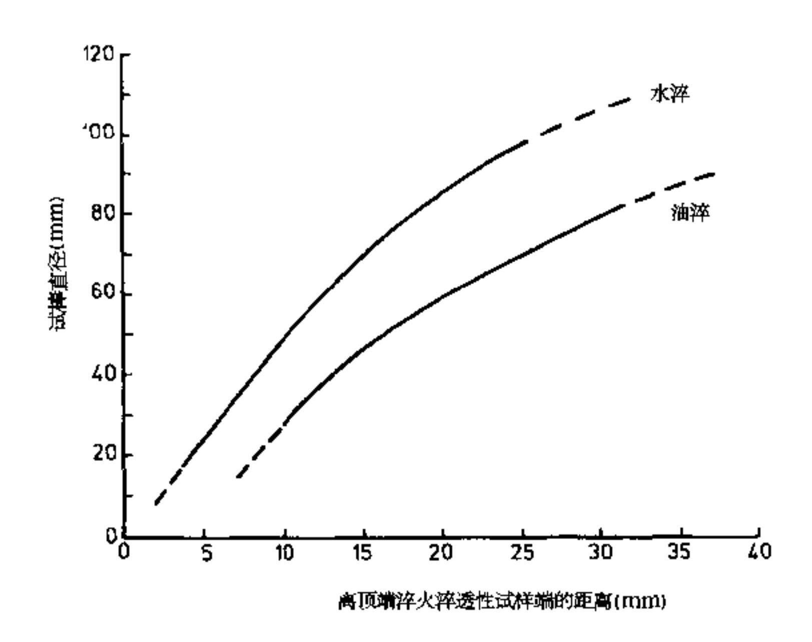


图 10-14 等效顶端淬火距离与非标圆棒直径在油淬和水淬时的关系，该圆棒中心和顶端淬火试棒具有相同的冷却速度

(a) 钢在油淬或水淬时，在钢棒或等断面构件中心产生给定显微组织所需要的顶端淬火淬透性。

(b) 在某个已知淬透性的钢中，生成给定显微组织所需的淬火剂种类（油或水），或者是否有可能生成某种显微组织。

·p.457·

(c) 在已知淬透性的钢中，对断面尺寸范围宽的钢料油淬或水淬时得到的组织和/或硬度。

应用这些关系大致是满意的，但在边界情况下必须小心，因为实际达到的淬火速度，例如在不同的油槽可以有很大差别。加上许多构件并非简单的圆形，或者有不易计算的等效断面。在实践中，将许多构件在相关淬火设备中淬火，以及在有意义的位置测定淬火状态的硬度是比较精确的，它们与同一钢进行的顶端淬火试验相关联。与构件相对应的顶端淬火距离，无论什么钢，对所有在相同淬火设备淬火的同样构件来说是相似的。然而即使这样，它也不能认为完全确保可靠，因为在淬火槽的不同部位，由于搅动、温度和载荷的局部变化，淬火速度会有小的变化。

最后应指出，顶端淬火淬透性数据的应用是有局限性的。例如，一个直径为 25mm 的圆棒在空气中冷却，比顶端试样的任何部分都慢，同样，一个直径大于 150mm 油淬圆棒中心的冷却速度也比顶端试样的任何部分都慢。因此，对较大的断面，必须参考 CCT 图，面不利用顶端淬火淬透性数据。

10.4.2 回火

影响回火后所得组织和性能的主要因素包括：

(a) 工艺变量，即回火温度和回火时间；

(b) 材料变量，即化学成分和原始淬火组织。

对这些变量的一定配合，尤其是在大约550℃以上温度回火的钢，从回火温度的冷却速度会影响韧性，也就是说能产生回火脆性（见第1章）。

10.4.2.1 工艺变量

回火温度和回火时间对抗拉强度和硬度的影响可以组合成一个经验回火参数，如Holloman和Jaffe所表示的那样：

$$回火参数 = T(C + \log t) \tag{10-4}$$

T = 回火温度（K）；

t = 回火温度下的时间（s）；

C = 对钢类是个常数。

不同的工作人员已采用各种修正的参数，一个典型例子要算熟知的Larson-Millar参数。当$C=20$，t为小时时，这一参数被发展和蠕变数据一起使用，而现已被用作中/高合金钢的回火特性。然而，当用于回火时，它更正确地或许应以Nehrenberg（1950）的名字来命名，他指出，C值在20左右时对评估马氏体不锈钢的回火是有用的。

单独表示温度和时间影响的数据，例如可从美国金属协会（1981）获得。但是，对通常的回火来说（在几分钟到几小时之间），时间的影响可认为不大，而温度却有远为重要的作用。时间影响小可由温度参数中的$\log t$因素看出来。在文献和标准中的大多数性能数据都与在大约0.5h到4h之间回火的材料有关。

·p.458·

图10-15引自Woolman和Mottram（1964）的数据，表示回火对两个中碳钢典型性能的影响。所示数据已被选来说明，回火温度对回火前具有全马氏体或差不多全马氏体显微组织的钢的一般影响。

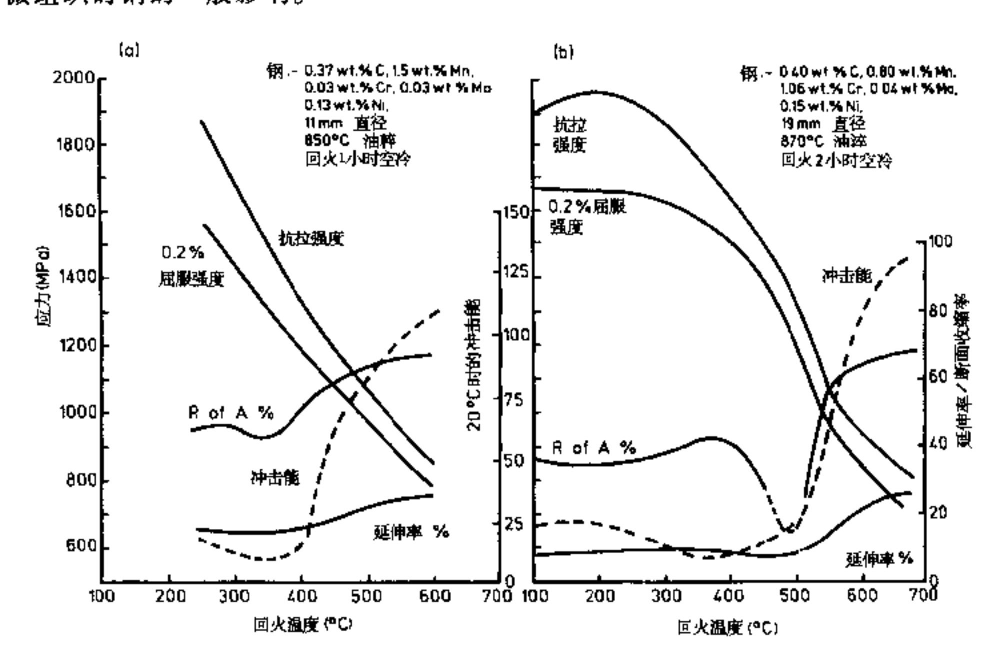


图10-15 回火温度对原先淬火成几乎全马氏体的钢室温力学性能的一般影响

提高回火温度的一般影响是使抗拉强度和屈服强度两者都降低。但是，回火温度在

大约在300℃到600℃范围，抗拉强度的下降比屈服强度更快，即PS:TS比值随之增加，这是中碳钢在回火马氏体状态下常常见到的现象。

拉伸延性（延伸率和断面收缩率）随回火温度的升高而增加。然而在大约300℃和500℃之间温度回火通常观察到的延性增加很小，甚或下降，这种下降在马氏体不锈钢会延续到大约550℃。冲击抗力在这一温度范围也常常表现出相似的倾向。这些下降的程度和显示最大影响的回火温度与钢的成分有关（见第1章第10.4.2.3节）。

·p.459·

10.4.2.2 材料变量

化学成分对回火抗力的重大影响和常用合金元素的性能效应已汇集在表1。碳化物形成元素对提高回火抗力有大的影响，根据影响的大小和观察到最佳效果的回火温度范围，回火抗力依碳化物的稳定度依次增加（铬、钼、钒、钨）。锰和镍对回火抗力的影响很小，至于硼，为淬透性而添加的低含量，对回火抗力不起作用。

在高温回火后需要高强度的场合，要求添加足够的合金元素，这甚至超过相应断面所需淬透性所必须的量。

常用合金元素影响的指标可以参看表10-2所示的数据，材料是在500℃和600℃回火的。可以看到碳的变化很小，表上的数值说明铬和钼的影响显然比镍强。

表10-2 合金元素对回火抗力的影响

钢	钢的成分（%）					回火后的抗拉强度（MPa）	
	C	Mn	Cr	Mo	Ni	500℃	600℃
a	0.37	1.5	–	–	–	1060	850
b	0.40	0.8	1.0	–	–	1320	940
c	0.35	0.7	1.1	0.3	–	1300	1030
d	0.39	0.6	1.3	0.6	–	1470	1140
e	0.37	0.7	1.2	0.3	1.7	1300	1060
f	0.34	0.5	1.2	0.2	4.0	1300	1070

a钢和b钢相比表明1wt%Cr的明显影响。

b钢、c钢和d钢相比表明进一步增加Cr和加Mo的明显影响。

注意：c钢和f钢的碳量稍低。

c钢和e钢相比表明1.7wt%Ni几乎没有影响。

c钢和f钢相比表明4wt%Ni几乎没有影响。

图10-16示出添加较大量强碳化物形成元素如钼的影响。添加0.5%Mo（Bain和Paxton，1966）和普通碳素钢相比，尤其是在450℃以上回火时，回火反应减慢。钼含量增加到2wt%或5wt%，在400℃以上温度回火时由于二次硬化（即析出细碳化物）使得回火后的硬度升高，而且随合金含量的增加而增加。铬、钒和钨显示相似的性能效应，但是对二次硬化所需的铬量比钒、钼或钨要多。然而，钒和钨的最佳作用出现在较高的回火温度。这些影响用于高速工具钢是有益的（见第13章）。

·p.460·

应当指出，二次硬化作用是由于析出细小合金碳化物引起的。一次碳化物，也就是那些在淬火时未溶解的碳化物不起作用。因此，合金含量充足的钢需要高的，常常很高的奥氏体化温度才能显出明显的二次硬化效应。

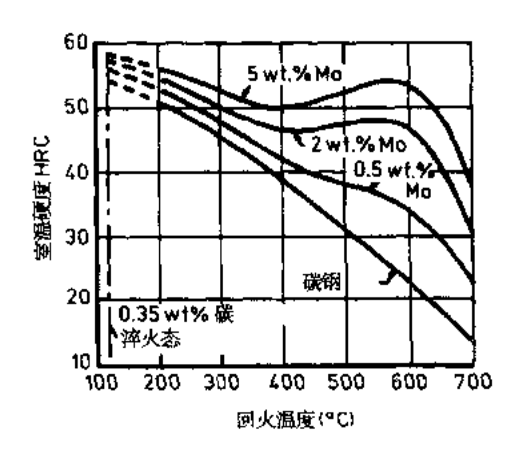


图 10-16 钼对淬火的 0.35wt.%C 钢回火抗力的影响

回火前存在的硬化组织类型对随后回火后所得到的综合性能有很大影响。对任何给定的回火温度，一般从回火马氏体比回火贝氏体获得较高的抗拉强度和屈服强度，表 10-3。此外，由于碳化物的更细分布，回火马氏体的 PS:TS 比值较高 [图 10-17 (a)]，同时还能得到高的室温冲击性能 [图 10-17 (b)]。

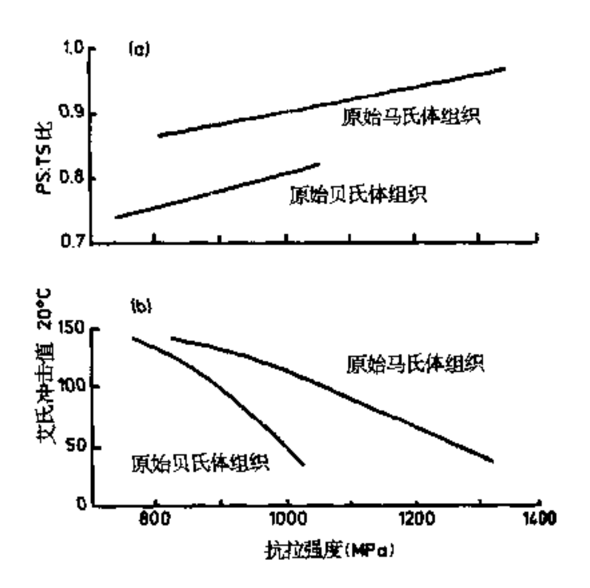


图 10-17 淬火态显微组织对室温拉伸和冲击性能的影响。(a) 屈服强度/抗拉强度比，(b) 室温冲击（艾氏）能（数据从表 10-3）

·p.461·

原始硬化组织对需要在低温下工作的钢来说具有特殊的重要性，它对冲击转变温度(ITT) 有显著影响。图 10-18 (a) 表示同样的钢，淬火得到全马氏体组织（水淬）或硬度等于约 80%马氏体的贝氏体组织（油淬），在回火以前的硬度大致相同，所得出的冲击转变曲线。100J 冲击转变温度从回火马氏体的大约 -100℃升高到回火贝氏体的大约 -55℃。图 10-18b 示出引自美国金属协会 (1981) 的类似数据，所示的钢为 0.40wt%C、Ni—Cr—Mo 钢，淬火（马氏体）回火与正火（贝氏体）回火相比，50JITT 显示出从 -100℃到 +100℃的巨大变化。

表 10-3 原始组织对钢回火后性能的影响，
钢含 0.37wt%C，0.73wt%Mn，0.98wt%Cr，0.27wt.%Mo

回火温度(℃)	原始马氏体组织(19mm 直径棒料 OQ)						原始贝氏体组织(63mm 直径棒料 OQ)					
	TS MPa	0.2% PS MPa	% El.	% R A	PS:TS 比	冲击值 (Izod) J (20℃)	TS MPa	0.2% PS MPa	% El.	% R A	PS:TS 比	冲击值 (Izod) J (20℃)
淬火状态	2060	1510	10	30	0.73	20	1240	814	13	33	0.65	14
500	1330	1290	15	50	0.97	40	1030	840	19	59	0.81	31
550	1190	1110	17	58	0.93	68	990	815	21	62	0.82	54
600	1045	975	21	65	0.93	100	870	675	23	66	0.78	117
650	910	805	24	66	0.88	129	800	600	26	69	0.75	133
675	815	710	25	71	0.87	141	755	550	28	71	0.73	142

OQ：油淬；TS：抗拉强度；PS：屈服强度；R of A：断面收缩率；El：延伸率。

10.4.2.3 回火引起的脆性

·p.462·

如前节所指出的那样，随着回火温度的增高，一般的趋向是提高延性和韧性，降低抗拉强度。但是，这一趋向，尤其是冲击韧性，在一定的回火温度被一种反作用所中断，反作用的大小视钢的成分而变化。

对中碳、低合金钢，在达至约 250℃或 300℃回火，和淬火状态相比，室温冲击能全面改善。这一效应或许与某些应力的消除、少量残余奥氏体的轻微回火和稳定性增加有关。在稍许较高的温度回火，对低合金钢在 350℃左右，韧性下降。这一温度和奥氏体转变成贝氏体的温度相符，或者是奥氏体被敏化并在随后冷却时转变成马氏体。两种可能的机制都会使韧性降低。

某些残余元素，例如砷、锑、锡，尤其是磷，由于偏析到晶界并使晶界脆化（Eyre 等，1982）而降低韧性。虽然，这一影响通常认为在大约 500℃的较高温度下回火时才是个较大的问题，但已得知磷在低至 350℃回火的钢中就提高脆性，见图 10-19（Materkowski 和 Krauss，1979）。这被称作回火马氏体脆性。因而很明显，回火脆性可以是多种因素参与的结果（见第 1 章）。

在回火脆性范围以上的高温（按钢的成分大于约 550℃或 600℃）回火后，从回火温度的冷却速度对冲韧性能有影响，随着冷却速度的降低，冲击转变曲线会移至较高的温度，图 10-20 所示是一种中碳、1wt%Cr 钢的例子（Low，1952）。这一作用是由于在冷却通过回火脆性区残余元素析出到原始奥氏体晶界造成的，并且是与时间/温度相关的作用，如图 10-21 所示（Jaffe 和 Buffum，1957）。

大的断面尺寸特别容易产生这种脆性，因为它们冷却得慢。然而，这种脆性可以通过从回火温度的急冷来减至极小。此外，在一个已通过临界温度范围缓慢冷却的钢的脆性，可以再加热到临界温度范围以上，但在原先回火温度以下，然后快速冷却来消除。这不会引起强度的明显变化。这种形式的脆性常被称之为可逆回火脆性。

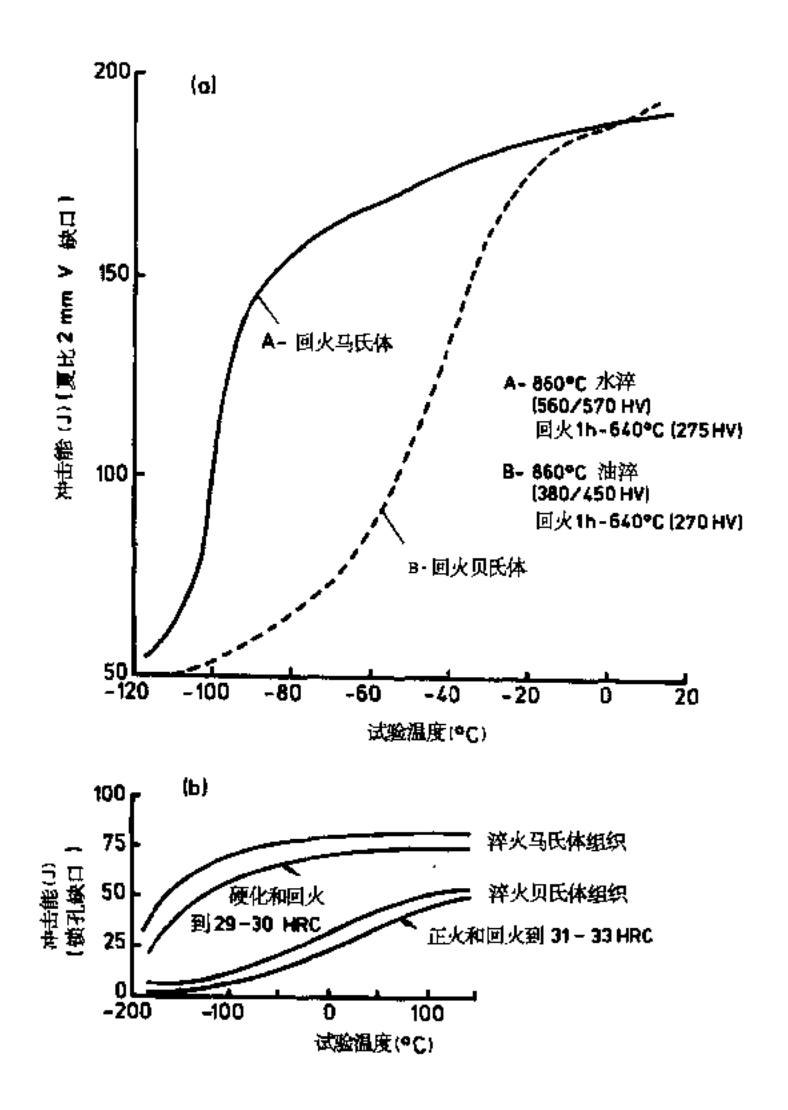


图10-18 淬火态显微组织对冲击转变温度的影响。(a) 含 0.32wt% C, 1.03wt% Cr, 0.24wt% Mo, 0.003wtS, 0.007wt% P 钢 (b) 0.40wt% C, Ni—Cr—Mo 钢

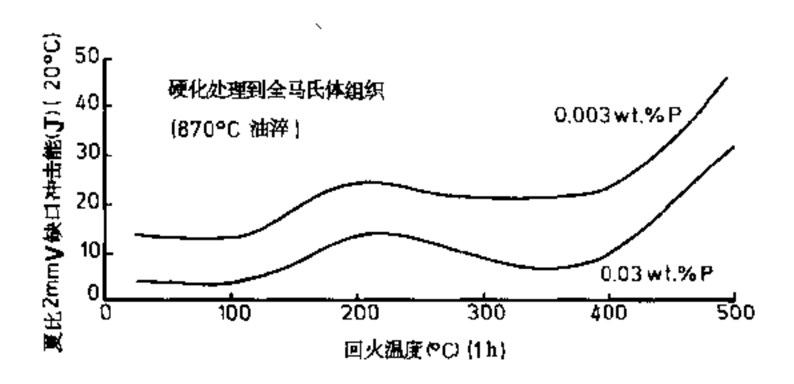


图10-19 回火对含 0.003wt%P 或 0.03wt%P 的 0.4wt% C, Ni—Cr—Mo 钢室温冲击能的影响

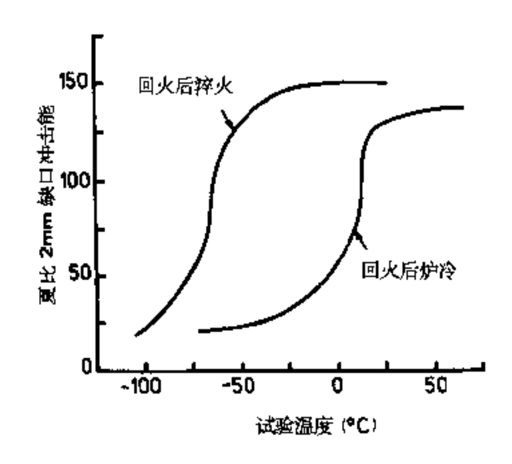


图 10-20　从 620℃回火后冷却速度对 0.40wt%C，1wt%Cr 钢冲击转变温度的影响

·p.463·

从以上论述，显而易见，回火脆性敏感的钢，如果在临界区回火得到所需的抗拉强度，将处于脆化状态，它不能通过加热到较高温度来补救而不损失强度。因此，应当避免在 500±50℃范围回火，但使用低磷钢会减小这一问题。

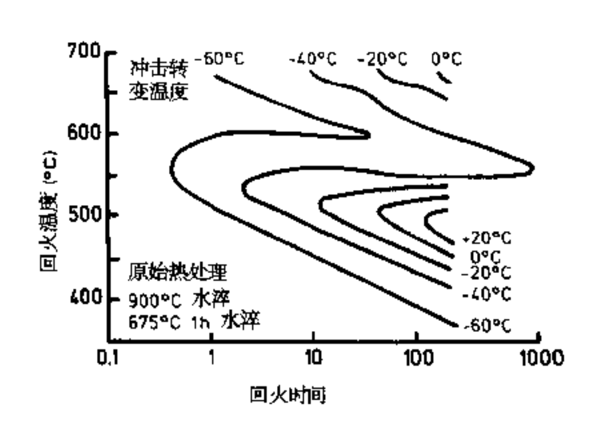


图 10-21　回火温度和时间对 0.4wt%C，0.8wt%Mn，0.6wt%Cr，1.25wt%Ni 钢冲击转变温度的影响

溶解的钼使在 500℃左右回火发生的脆性减小。这是认为钼降低磷的活度和阻止偏析到原始奥氏体晶界。钼的有益影响在渗氮钢中特别重要，因为渗氮处理就是在最易脆化的温度范围长时间（50h 或更长）进行的。因此，渗氮钢一般含较多的钼（约达 1wt%），它有减小脆性和在渗氮层形成强析出硬化作用氮化物的双重作用。最后，要说明的是，无论回火马氏体脆性或可逆回火脆性，它们多半由于残余元素向原始奥氏体晶界偏析，造成晶粒间破断。

10.5　硬化和回火的实际操作

10.5.1　硬化加热（奥氏体化）

硬化加热包含将温度升到足够高，并保持充分的时间，以产生全马氏体组织。对普通的直接硬化处理，亚共析钢一般加热到 Ac_3 以上大约 30℃，图 10-1，使全部铁素体和碳化物（珠光体）转变成奥氏体而不引起奥氏体晶粒粗化。在过共析钢，奥氏体化温度可在 A_{c1} 和 A_{cm} 之间，使在奥氏体基体中含有未溶解碳化物，温度可以变化，以控制未溶碳化物的量，这里保留下来未溶解的一次碳化物将保证藉此生成无序弥散的球体，并尽可能少地形成晶界碳化物网。为了达到这一点，在预先的加工处理中须加小心。

·p.464·

对碳素钢和低合金钢的加热速度通常要求不严格，只是在某些应用场合需要加以控制，以便均匀加热和减少畸变。对高合金、高碳钢还是要控制加热，以便减少开裂的危险和得到更均匀的组织变化。

各种相的溶解是一个与时间有关的现象，但是在普通碳素钢和低合金钢相当快，在 A_{c3}以上约 30℃只需几分钟，而在含强碳化物形成元素的钢则需要较长的时间。对快速加热，例如在感应硬化时可以采用较高的温度。在此，整个硬化过程很快（几秒钟）。在奥氏体化温度的停顿时间很短，温度的升高与短的溶解时间相均衡。

普通碳素钢的奥氏体化温度主要受碳含量控制，向着共析成分而下降。超过共析碳含量奥氏体化温度可随需要的碳化物溶解量而变化。在含碳化物形成元素的钢，溶解温度（和时间）显著升高。

合金元素（如镍和锰）不形成碳化物，Ac_1 温度（例如在镍合金钢中）会下降。合金元素搭配加入，能使奥氏体化温度降至很低，同时又得到所需的淬透性。

通常采用的奥氏体化温度为：

(a) 对碳钢，当碳含量从 0.2wt%增加到 0.6wt%时，奥氏体化温度从大约 900℃降到 820℃。

(b) 对 0.4wt% C 钢，添加铬、钼和钒提高奥氏体化温度。普通碳素钢大约为 840℃，1wt%Cr-Mo 钢上升到 880℃，3wt%Cr-Mo-V 钢达到 950℃。添加镍使奥氏体化温度显著下降。

1wt.%C-Cr 轴承钢是高载荷低合金钢的一个特例，它从 850℃淬硬，对这类钢此温度在临界间区域内。最终的组织是在马氏体中分布着无序弥散的细小一次碳化物，在整个生产过程，包括炼钢、初轧和后续的加工热处理要特别加以注意，防止产生粗大碳化物和晶界碳化物网状。

10.5.2 淬火

淬火是钢材或构件从奥氏体化温度在控制条件下的冷却过程。目的是为后继的回火提供优越的显微组织。钢通常淬火到室温。然而应当指出，钢淬火并非总是要得到马氏体，较高温度的转变产物常常适宜预定的目的，尤其是普碳钢和很低合金钢。

·p.465·

钢不直接淬火到室温的特殊情况包括：

等温淬火（见第 4 章）——它包含淬火到中等温度，通常在大约 250℃和 400℃之间，并保温足够的时间，使钢的组织转变成贝氏体。等温淬火材料常常用于毋需进一步处理，但可以回火的场合。小断面普通中碳钢可以进行等温淬火。

分级淬火——它包含将钢淬火到接近 M_s 温度，材料在此温度保持充足的时间，使整个断面的温度梯度趋于均匀，然后冷却到室温。这种处理的目的是，当随后冷却通过马氏体转变区时减少温度梯度，从而减小开裂的危险。畸变也随之减少。但是由于增加了奥氏体的稳定性，残余奥氏体的含量会增加（见 10.3.2.3 节）。

对通常的淬火，钢种和淬火技术的选择是由所需要的淬火显微组织来确定的，因为淬火组织与最终构件的性能和断面中所需显微组织的部位有关。这些必须权衡各种因

素，例如允许的畸变和淬裂的危险性。淬火所用的淬火介质的范围很宽，典型例子列于表10-4，其中包含它们使用的简要说明。水、油和较新的水-聚合物溶液是整体热处理最常用的淬火剂。

表10-4 淬火剂和它们的应用概要

淬火剂	淬火烈度	使用说明
食盐水	很高	用于特殊目的和小型中/高碳、低淬透性钢，在此需要很高的硬度。冰盐水可用来增加淬火烈度。
水	高	低中碳低合金钢用得相当普遍的淬火剂。也用于要求热吸收速度比油高的较大断面。
聚合物/水溶液	可变-从高到中	改变聚合物的浓度和搅动程度，淬火烈度在油和水之间变化。
油	中等	最普通的淬火剂，使用范围很宽。
盐（熔融）	中等	用于特殊目的、中断淬火工艺。可减少淬裂危险，惯常用以产生非马氏体转变产物，如同等温淬火。
空气	低	可用于高淬透性钢。产生的畸变很小
金属模	高	特殊目的——带材硬化

·p.466·

10.5.2.1 水淬火

水广泛地用作碳素钢和低合金钢的淬火剂。它的淬火烈度（热吸收速度）比油高得多（图10-22a），能使所用的贫合金钢获得给定的淬火态显微组织或硬度。

水淬比油淬导致较大的畸变，并有较大的淬裂倾向。它已普遍地用于感应硬化，但有倾向使用弱的聚合物溶液，使冷却速度作小的改变。

为获得良好的一致性，水温应保持尽可能低，例如在35/40℃以下，在较高温度下形成的蒸汽孔穴会使淬火构件上产生软点。

食盐水溶液可用来进一步增加淬火效率，使用冰盐水还能再增加效率。然而，盐水通常只限于用在虽然碳含量高而淬透性很低的钢，并应非常小心以防淬裂。

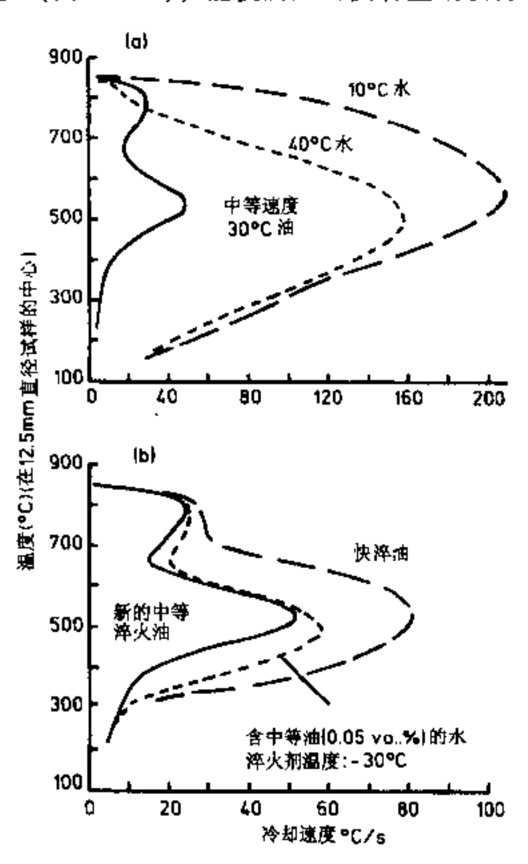


图10-22 各种淬火剂对淬火效率影响的比较

10.5.2.2 油淬火

油或许是使用最广的淬火剂，它们被用在含低、中和高合金的宽范围的钢种以及宽范围的断面尺寸。

油的优点与它们的高沸点有关，高的沸点使能在与硬化的临界温度范围较合适的温度下，获得最大的热吸收效

率。比水在较高的温度下产生沸腾，得到高的热吸收速度，从而在本会形成铁素体和珠光体的温度范围具有快的冷却速度。在较低的温度下，产生沸腾减弱，因对流引起的热吸收更缓慢，使在马氏体形成的较低温度时的冷却速度减小。低温下冷却速度的减小降低了淬裂倾向，这是因为降低了应力和应力增加速度，并为在适度高温下消除应力给予了时间。

可以得到各种淬火油，给予相当范围的淬火效率。除正常速度的冷淬火油之外，还有可用来适当增加淬火效率的快速淬火油，见图 10-22（b），但是即使最好的油的淬火烈度仍在水之下。

·p.467·

热的或分级淬火的油可用在适度高温，例如 150℃或稍再高的温度下作业，然而，必须要有附加的防火措施，在这样温度下用惰性气体保护是可行的。通过降低因氧化引起的裂解或变质速度，也可以延长油的使用寿命。

油的淬火烈度会因污染（尤其是水）而发生大的变化，因此必须防止这些污染。图 10-22（b）示出了 0.05Vol%那样少的水污染对淬火烈度的影响，这一污染度已在普通分析技术所能检测的水平以下。

10.5.2.3 在聚合物水溶液中淬火

采用添加各种溶质来改进水的淬火烈度已有许多年，例如使用浓盐水提高淬火速度。为了得到在油和水之间的淬火速度，应用降低淬火烈度的添加剂只是最近 20 年的事。最熟知的添加剂或许要算以聚碱乙二醇为基的添加剂，它出现在大约 60 年代中期，现在以各种商标名称推向市场。

简单地说，使用的浓度达到约 25Vol%的乙二醇基淬火剂显示逆向溶解度，加热到 80℃左右的水溶液会分离成水和富聚合物液体两层。正是利用这一现象来控制淬火烈度（取自 Bergen，1979；B.P.Publieation，1982；Hilder，1987；Moerdijk，1990）。

当热的棒料或构件插入聚合物溶液时，富聚合物液体从溶液移开并在构件表面覆盖一层，从而改变热吸收速度。通过改变聚合物的浓度、整体淬火剂的温度和搅动的程度可以调节淬火效率（Mason 和 Capewell，1986；Heins 和 Erwards，1982）。随着钢棒表面温度的降低，富聚合物层再溶解。聚合物水淬火剂的主要优点是没有起火危险。然而，对水基淬火来说，当表面温度趋近室温时，淬火效率趋同于水。这意味着冷却穿过马氏体形成区域时不会像油淬火那样慢，这就增加了淬裂的危险（Moerdijk，1990）。

在承认这样的局限性同时，聚合物淬火剂已经得到有效的应用，例如整体淬火和感应硬化。随着经验的增加及更严密控制和管理淬火系统方法的引用，它们的应用可望增多。

聚合物以液体状态供应，以利溶解。引用的稀释剂，根据 V/V 与供应状态的液体有关。有用的浓度只在几个百分点变化，仅在一定程度上改进水的作用，在达到大约 20%—25%时，据称大致接近油淬火。

·p.468·

乙二醇聚合物通过逆向溶解起作用，而溶液中保留的其它物质正在进行试验和开发，这对将来会提供更大的范围，使有可能控制淬火，得以将淬火的构件在中等温度

下，例如150—200℃从淬火剂移开，此温度低，足以完成转变，而高足以减少淬裂危险。这是采用油淬火所不能做到的，原因是有起火危险。在工业生产设备上进行的一些试验已表明，这一技术可以用来淬火断面均匀的材料，并已成功地生产无裂纹钢产品，而这在油淬火时却有明显的淬裂倾向。

10.5.2.4 模压淬火

在金属模之间淬火已用得很普遍，例如用来淬火连续硬化和回火的光亮薄带。相同的模具可以用在奥氏体化之后或回火之后，将材料在暴露在空气中之前冷却到室温。常常用烧结碳化物制造的模具表面，具有高的淬火速度，能使薄断面的普碳钢淬火成马氏体。必须预先注意排除薄带近处的空气，直至其冷却到室温，还有模具长度以及通过速度应当相应地调整。

10.5.2.5 淬火剂搅动

搅动对热吸收速度有很大影响，从而影响到液体和气体淬火剂的效率。尽管如此，它常常不被重视，或许是热处理中最少加以很好控制的因素。许多液体淬火槽装有通过外部冷却器抽取淬火剂的系统，这对控制整个淬火剂的温度是十分必要的。然而，时常认为这一作用会使淬火剂围绕工件有强烈的运动，而实际并非如此。

水和油的淬火速度，可以从淬火剂的搅动得到明显的好处，对聚合物淬火剂来说，它对保持聚合物的适度溶解以及减少工件周围的层叠和集聚是很重要的。

搅动对淬火态显微组织的定量作用，将取决于由搅动引起的淬火效率的变化相对应的钢的淬透性，图10-23所示为25mm直径棒料油淬火的例子。图10-23（a）表示低淬透性钢因淬火速度的增加获得一定的好处，整个断面的硬度有所增加，而高淬透性钢，见图10-23（c），仍是依靠油产生的足够快的冷却速度得到全马氏体组织，进一步提高淬火速度，不会再受益。中等淬透性钢，在这一重要的断面尺寸，从淬火剂的强搅拌受益匪浅，在很好搅拌的油中淬火得到的几乎是全马氏体显微组织，而在静止的油中淬火得到的是贝氏体。这会引起力学性能的显著不同，在淬火状态和随之回火后都是这样。

·p.469·

有时候，淬火槽设计成在工件输入处附近产生高度搅拌，而远处则几乎无搅动。这就能够在最需要场合产生最大的热吸收，例如，当工件冷却到250—300℃时，让珠光体形成尽可能地少，而便于在较低的温度下以较慢的冷却速度形成马氏体。

10.5.2.6 淬火剂温度

淬火剂温度对热吸收速度能有很大影响，为了整体的均匀性，淬火剂温度应保持在严密的范围内。

水的淬火烈度随水温的升高面降低，见图10-22（a），一种或许与蒸汽层（水蒸气）高稳定性有关的影响，加上某些断面形状对水蒸气的捕集，会在构件中产生软点。据此，为了获得一致性，水温应保持在大约35℃以下。

使用冷的淬火油，在大约20—50℃范围内保持一致的油温一般是有效的。某些油通过增加油温，例如从20℃增加到120℃，因为提高了流动性有可能增加热吸收速度。

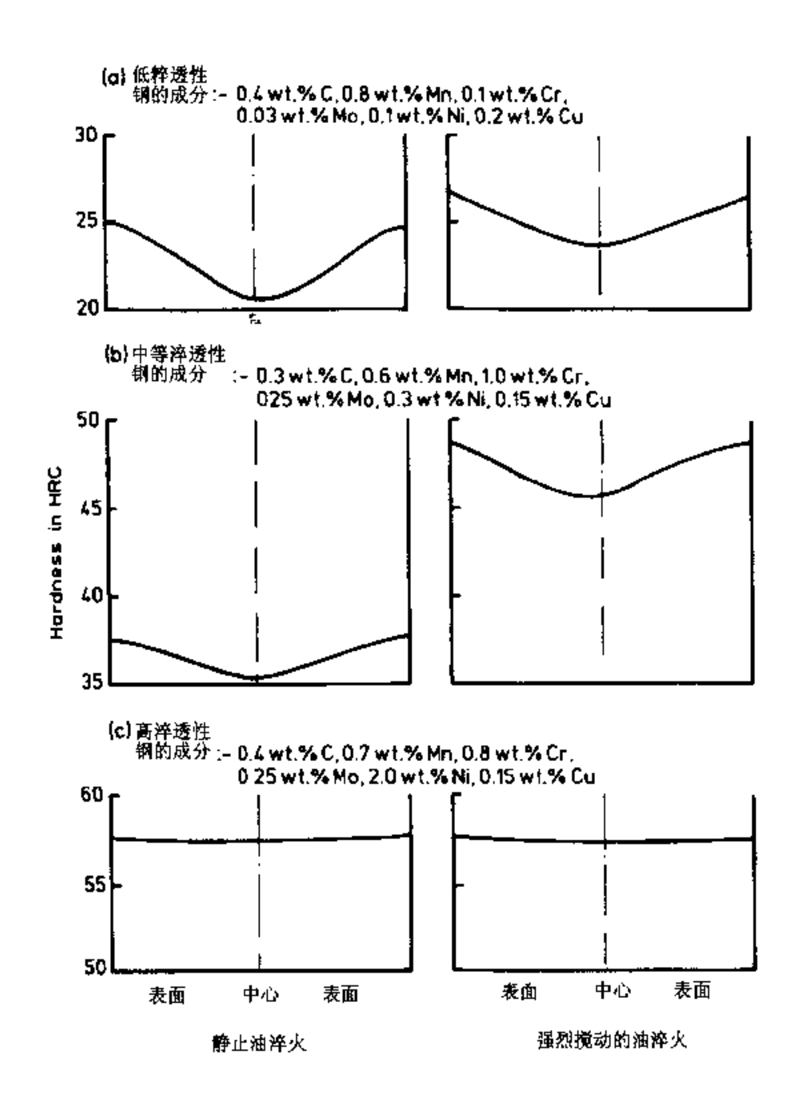


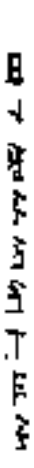
图 10-23 淬火剂搅动对 25mm 直径油淬棒料截面硬度分布的影响

然而，通常使这些油保持在 40—45℃以下，因为在高温下增加起火危险。特种油可以在达到 150℃，甚或 200℃使用，见 10.5.2.2 节。

·p.470·

聚合物水淬火剂，特别是那些以乙二醇为基的和表现逆向溶解的，对整体淬火剂的温度变化特别敏感。从溶液排出的聚合物，当温度升高并接近逆向溶解温度时，似乎更难以再溶解。对这些淬火剂，有效的最大整体温度在 50℃左右。需要控制浓度、温度和搅动以保持一致性，但是这些淬火剂的应用尚处于初期，对各种控制参数意义的进一步认识将随经验而增加。

10.5.3 簸动、畸变和压力淬火



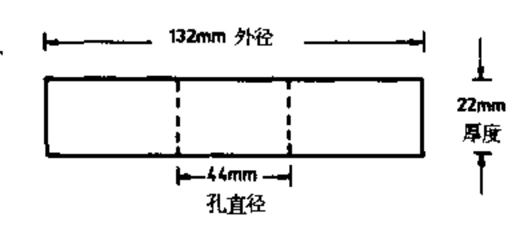
在构件热处理时，必须给它们加载荷，这样它们各自有效地被加热、保温和均匀地淬火，保证构件之间的一致性。小的构件淬火时可以在摇动的炉里加热，然后各自落入淬火剂。较大的工件可以在一个夹具中加载荷，这样它们在加热和淬火时能被分离开。此外，它们可以安排成保持恒定状态，在加热时，尤其在淬火时获得最佳的淬火效率、

一致性和热流均匀性，例如可使在平整表面之下或凹处淬火剂的捕集减至很少。

热处理产生某些尺寸变化是不可避免的，然而，对均匀地夹紧的构件，尺寸变化较一致，畸变可减至很小并匀称地得到控制。在构件随后切削加工的场合，小的尺寸变化和畸变可以是无关紧要，但是对某些最终产品，如齿轮畸变会是十分重要，因为对表面硬化构件的进一步切削加工既困难又费钱。

预先注意减小畸变在最终热处理之前很早就得开始，为了严加控制，在原材料阶段就注意，例如限定钢的淬透性在有限的范围，以便减少变化因素。为了切削加工，在软化过程以及切削加工时的小心控制，可以减小能引起畸变的内应力。控制再加热速度，可使构件横断面的温度均匀地上升，从而减少扭曲。然而，淬火时的快速冷却和产生的温度梯度，尤其在非对称形构件中会引起大的尺寸变化和很大的畸变。

图 10-24 示出了渗碳和淬火试样在硬化时提高淬火速度，增加尺寸变化的情况(Llewellyn 和 Cook，1977)。对所示钢的淬透性来说，仅在水淬后可以得到全马氏体心部显微组织，而在油淬火试样中则生成较高温度转变产物。



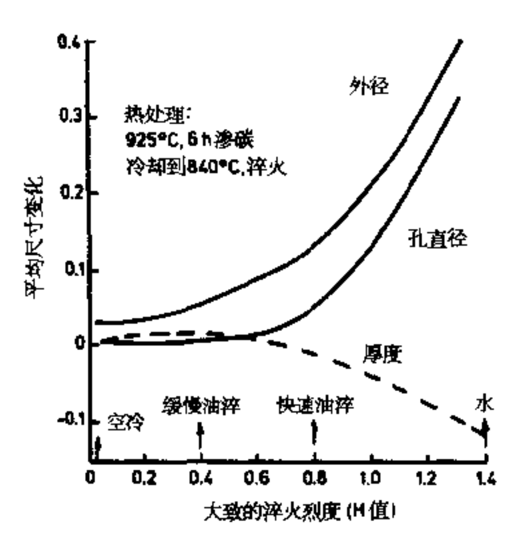


图 10-24 淬火速度对渗碳和淬火后的环形件平均尺寸变化的影响(钢的成分：0.18wt%C，0.8wt%Mn，0.9wt%Cr，0.1wt%Mo，1.1wt%Ni)

对给定淬火速度来说，尺寸变化的大小，随淬透性和生成的显微组织而变化。然而，合金元素含量的很大变动，在生成全马氏体显微组织情况下，对尺寸变化几乎没有影响。

·p.471·

尽管尺寸变化与生成的显微组织有关，但应指出，对淬火奥氏体和铁素体不锈钢来说，发生的现象是相似的，因为它们都没有相变，尺寸的变化源自温度差。因而淬火和温度梯度是尺寸变化的主要原因，变化的大小可由相变加以修正。

通过提高淬火剂温度可以减少尺寸变化的量，见图 10-25。用来说明这一现象的钢有高的淬透性，在所有油温下都生成马氏体组织。因此，尺寸的变化是由于油的温度，而不是显微组织的变化。

采用同样的钢，构件对称性的影响以及不对称的热吸收可由图 10-26 看出。所示的试料在一侧凹处的深度依次增大，在上部三个图上表示制成的依次增大的凹坑。底下的图表示一个试料在两侧加工成同等的凹处，同时产生的尺寸变化非常平缓。

·p.472·

为了在重要的，尤其是不对称的构件中控制这种挠曲，需要用压力淬火来控制畸变，在这一工艺中，构件在压模之间淬火以保持它们的平整。压模加工成与构件匹配的

形状，并使淬火剂（通常是油）均匀地流动和热表面接触。压模所施加的压力应足以使畸变减之极小，而构件又要容许收缩。因此，在淬火时压力通常是脉冲的。

10.5.4 直接淬火

当构件在适宜的温度下热成型和精整的场合，有可能从这个温度将它们淬火硬化。这一工序就称作直接淬火，这是一种节能和成本低的工艺，因为它不需要再奥氏体化处理。它已被应用在很多形状较简单的产品，例如弹簧，半成品的轧材可以加热到适当高于正常的奥氏体化温度（如 +100℃），很快加工成型，然后在温度下降不至过低前淬火。·p.473·

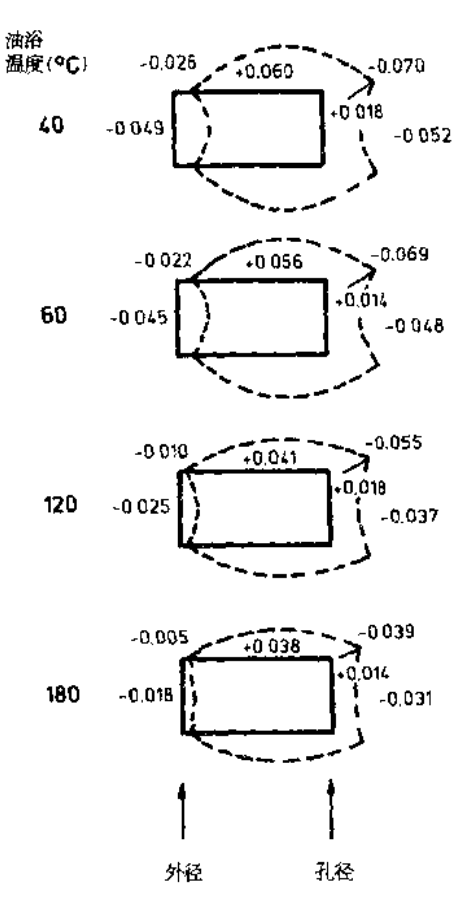


图 10-25 图 10-24 所示环状构件的尺寸变化示意图，构件淬入不同温度的油中（钢的成分为：0.18wt% C，0.6wt% Mn，1.5wt% Cr，0.2wt% Mo，2.0wt% Ni）

采用简单的成型工艺，通过再加热到这样的温度，能保持合适的细奥氏体晶粒尺寸，甚至不再进行塑性变形，或者加工量很小，足以在温度下降过低之前完成，这使直接淬火变得更为方便。然而，通常的情况是，经受大的锻造压缩的钢，被加热到比正常奥氏体化温度高很多的温度或者晶粒发生粗化的温度（如 1150—1220℃）。采用这样高的温度是为了减小刚性和模具磨损，并保证材料很好地流变。对复杂的锻件，在不同工艺阶段和锻件的不同部位，随着相应的变形温度产生的应变会有显著变化。如果直接从锻造温度淬火，这就会导致在变形期末跨越锻件温度和奥氏体晶粒尺寸发生变异，从而造成调质处理后构件的性能也变化。然而，对某些构件来说，直接淬火就可得到合乎要求的性能。经过一段时间的发展，此工艺已扩大到很多锻件品种，并可望继续扩大。材料开发方面也正试图减小高温下的晶粒粗化，目标是开发对复杂形状更宜于直接淬火的含钛或铌的微合金钢，使在锻件的不同部位得到较大的锻后一致性。

10.5.5 回火

回火的加热和冷却速度通常相当慢，一般不发生同素异形的相变化。因此，尽管当碳在马氏体中脱溶时会有小的体积变化，但是它们对像畸变一类现象的影响一般可以不计。

精确控制温度是最为重要的，或许这比奥氏体化更重要。温度/时间关系早先已讨论过了，已知温度是两个参数中最重要的。构件温度不容许越过所要求的温度，否则将很快发生过回火。相反，为了获得最佳的强度与韧性配合，必须达到所需要的温度，避

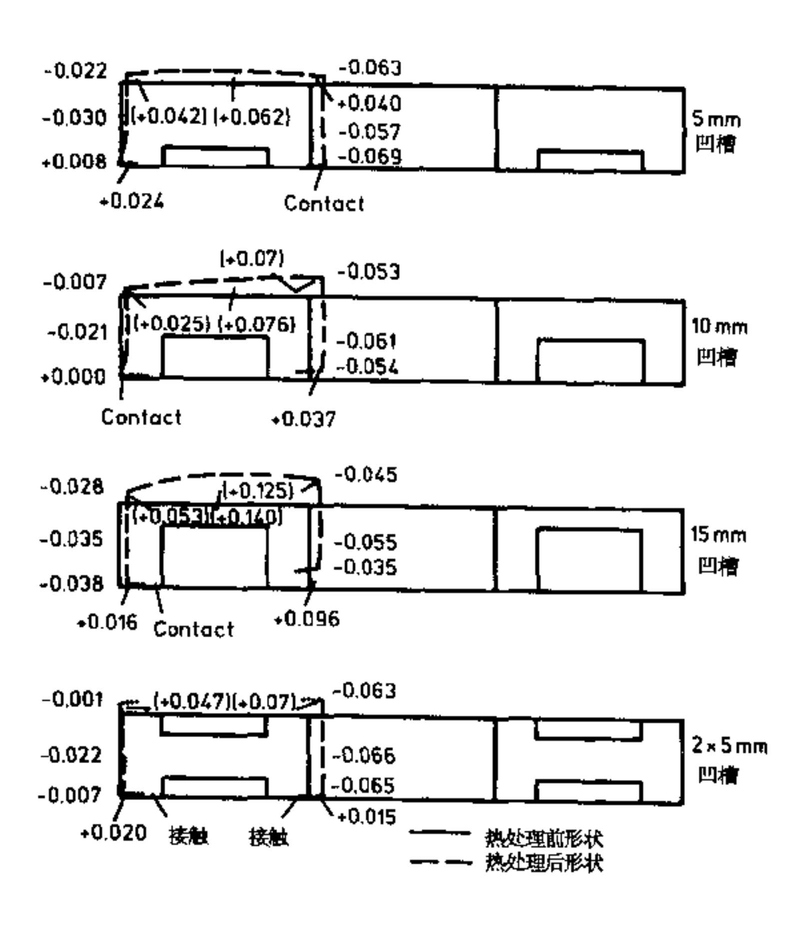


图 10-26　不对称试料热处理引起的形状变化示意图
(钢的成分同图 10-25)

免回火不足。这些因素给予的限制通常规定慢的加热速度，尤其在构件温度接近所需温度的时候。

然而，在硬化和回火的薄带连续热处理时可以是个例外，在此炉子的作业温度一般高于所需温度。但是，对这类材料快的加热速度通常不是问题，炉温和通过速度一般需要采取反复试验动态确定，以求得到所必须的时间/温度关系乃至需要的最终硬度。

对惯常的回火，温度大约在 550℃，一般需要用空气循环炉，来保证均匀和精确地控制温度。

回火后，钢常在空气中冷却，虽然这十分方便，但常常可采用较快的冷却而并无坏处，对某些在 550℃以上回火的钢，尤其是那些不含钼的钢，采取较快的冷却会是有益的，因为可以抑制回火脆性和提高冲击韧性。

·p.474·

10.5.6　氧化/脱碳

在构件热处理后要切削加工的场合，氧化和/或脱碳无甚影响，可以在空气气氛下进行热处理。甚至在构件不进行切削加工的场合，在空气中热处理也可满足，但是要采用许可的最少时间和最低温度，以使表面反应尽可能地少。

在表面不进行清除的情况下，表面状态对构件寿命或审美是重要的，构件必须在控

制气氛下热处理，以减少或消除氧化和/或脱碳。

根据所需的表面完整性程度，在选择炉子气氛时须加小心，那些能减少氧化的炉气并非完全不氧化或不脱碳。例如，基于不完全燃烧气体的渗碳气氛，常常被认为是非氧化性的，因为它们含大量一氧化碳、氮气和少量二氧化碳。然而，一氧化碳对钢中的某些元素可以是氧化性的，这些元素形成更稳定的氧化物（如硅、镁、铬），能被显然为还原气氛所氧化。在气体渗碳时，即使应用富集气氛，这些元素的内氧化也是个相当普遍的问题，而时常应用较贫的气体来起某种保护作用。另外，在氢气中热处理根据时间和温度可起脱碳作用。

选择一种可供光亮热处理、表面化学改性或其它保护处理的气氛是一个复杂的课题，超出了本工作的范围。根据各种因素，如温度、钢类、要求保护的程度或其它热化学需要，对气氛的要求有所不同，在考虑这些因素时还必须权衡成本问题。某些这方面的影响因素在第 15 卷和本卷第 17 章中有专门介绍。

10.6 在调质状态应用的钢的其它热处理工艺

选择用于特定用途的钢的成分，要保证所用的工艺和热处理设备，在最终热处理状态能得到所需的性能。然而，为了便于用冷成型或切削加工来制造构件，钢还需在中间阶段进行软化。为得到最佳组织所需要的处理，随钢的成分和所用成型工艺要求的软化程度而变化。这就给钢成分的选择以很大的限制，它要兼顾最终性能和容易加工处理的需要。

在某些情况下，通过热轧材或锻件的控制冷却可能得到所需的中间组织。然而，这并无实际意义，惯常用于碳钢和低合金钢的软化热处理包括（见第 1 章和第 4 章）。

（a）亚临界退火；

（b）等温退火和完全退火；

（c）球化退火。

10.6.1 亚临界退火

·p.475·

这一工序是加热到正好在 Ac_1 以下温度，它起到回火作用，是一种可采用的简单和廉价的工艺。它常用来使冷加工钢在不同冷加工阶段之间软化。当从热加工温度冷却时，生成像马氏体或贝氏体那样产物的场合，它们能经回火得到软化组织，或在铁素体中含有球状碳化物的显微组织。

珠光体组织，尤其是很细的珠光体组织，可以比较容易地被软化，但是在高温下形成的粗珠光体，是一种相当稳定的显微组织，经短期亚临界退火处理不太容易改变。铁素体中含球状碳化物是理论上的平衡组织，要花非常长的时间才能形成。因而，当需要球化的显微组织时，有必要采用别的处理方法。

对普碳钢和低合金钢，从理论上讲，在达至约 720℃亚临界处理是可以的，但是通常可采用的温度限制在大约 700℃以下，目的是为了防止部分再奥氏体化。含多量碳化物形成元素的钢，可以加热到高的温度，例如在约含 13wt%Cr 的合金，加热温度可达

750℃。另一方面，镍使 Ac_1 温度下降，会限制最高的可采用软化温度，例如含 4wt%Ni 的低/中碳钢，当温度超过约 680℃，就会导致再奥氏体化。

10.6.2 等温退火和完全退火

这些处理的目的通常在于在亚共析钢中生成铁素体/珠光体显微组织。它们为切削加工提供一种高度软化和最适宜的组织。其处理过程是，加热到完全奥氏体相区的某一温度，接着控制冷却，使在最有利的温度下全部转变成铁素体/珠光体。在速度可控的连续冷却情况下可以达到这一点，对碳素钢或低合金钢，冷却速度可相对快些。当合金含量增加时，要求较慢的冷却速度。等温退火可以视为一种特殊情况，在此，钢在特定的温度下保持充分的时间，使在该温度下发生全部相变。

在连续冷却过程，冷却速度需要控制的重要温度范围，是奥氏体转变成铁素体/珠光体的区域，在大约 700—620℃之间。目的是在尽可能高的温度下，使大部分奥氏体发生转变，以获得最低的硬度。普碳钢和低合金钢可以通过连续冷却来软化，在许多场合，在降至大约 720℃或在 600℃以下的冷却速度无关紧要。

在等温退火时，尽管通常没有严格要求，钢可以从奥氏体化温度快速冷却到发生转变的等温保持温度，根据钢的成分一般在 620—700℃范围。然后，钢在此温度保持足够的时间以完成向铁素体/珠光体的转变。

·p.476·

根据所要求的硬度和显微组织来选择等温保持温度，但是还需要综合考虑，对某些合金在一定的温度下转变需要长的时间，从而影响处理的经济性。例如，用碳化物形成元素合金化的钢通常可以比富镍或锰的钢在较高的温度、较短的时间等温转变。又如中碳 1wt%Cr-Mo 钢可以在 680℃、大约 10min 的短时间内转变，而用镍和/或锰合金化的中碳钢在 680℃保温，需要很长时间才能完全转变，例如，含大约 1.6wt%Mn 或 1.5wt% Ni—Cr—Mo 钢需时 10h 以上，而仅含 3wt%Ni 的钢则长达几天。

因此，后述的这些钢可在 630℃左右的较低温度下，于适当的时间内完成转变，如 1.5wt%Ni—Cr—Mo 钢大致为 3h。在较低温度下等温退火能够得到较细小以至较硬的组织。因而，可以理解，在选择钢时除最终性能外还需考虑加工处理。

等温退火可以在钢冷却到转变温度之前，于 Ac_1 和 Ac_3 之间的临界间温度下保温实施。临界间保温得到奥氏体中含铁素体（或碳化物）的显微组织，这样在冷却开始时铁素体或碳化物在预先存在的颗粒上很快析出。先前的临界间处理常常紧接着分步冷却，可以有效地用于含碳化物形成元素的钢。它们在促使生成球状碳化物组织方面常常很有效，在这里碳化物在临界间温度下，未溶解的预先存在的颗粒上连续地析出。

10.6.3 球化退火

球化退火的目的是，得到在铁素体中含球化的碳化物显微组织。最简单的例子是，深度回火的马氏体或贝氏体可以认为就是球化的组织。然而，从这些处理，即使在很高温度下，回火后得到的球化颗粒的尺寸通常也比其它处理法要细。因而，由回火马氏体或贝氏体达到的硬度比其它处理可能达到的稍高。

通过临界间处理可以增加球体的粗化度。过共析钢加热到临界间温度得到在奥氏体

中存有碳化物的组织。所采用的温度将控制未溶碳化物的量，在临界间区温度保温有助于球化。可以采用缓慢或分步冷却，使得在冷却过程碳化物进一步在早先存在的碳化物上析出。这就生成较粗大的碳化物，因而比简单回火能得到较大的软化。一当温度低于 Ac_1，钢可以保持足够的时间以使转变产物进一步球化。

亚共析钢，尤其是那些含有碳化物形成元素的亚共析钢，也可以通过临界间处理来球化，但是，对这些钢来说，采用的临界间温度仅当正好在钢的 Ac_1 以上才有利于增进球化。然后，钢可以冷却到 Ac_1 以下并保温进行球化。但是，对亚共析钢，全部球化要花很长时间，球化到什么程度需要综合考虑。

·p.477·

最难球化的钢或许要算共析碳素钢，因为不存在临界间温度范围。它们要么在共析温度以上全部是奥氏体，要么在此温度之下全部是珠光体。最容易球化的方法或许是冷拔材料的亚临界退火，它是一种诱导大多数碳素钢和低合金钢球化的工艺。众所周知，任何形式的冷加工都明显地加速碳化物的球化过程。

10.7 特殊热处理钢

10.7.1 马氏体时效钢

马氏体时效钢（Decker，1963；Steven，1964；Decker 和 Floreen，1965；Floreen，1968）是一类无间隙元素的高合金钢。它们通过固溶处理（类似普通的奥氏体化处理），接着淬火形成软的无碳马氏体。可以在此状态切削加工并继之用低温马氏体时效处理进行硬化。这些钢热处理的一般冶金原理已由 Pickering（1978）概述。

这些钢最流行的一类是以含约 18wt%Ni，8wt%Co 和 5wt%Mo 成分为基础。根据在完全热处理状态所需的强度水平，含钛量可以变化达至大约 1.5wt%。它们使用在需要超高强度并兼备韧性的场合，一般 0.2%屈服强度在大约 1600/1700MPa 以上。

18wt%Ni—Co—Mo 钢或许是最为熟知的了，而其它无钴型马氏体时效钢已经得到开发，一般含 2wt%或 3wt%Mo 以促进时效反应。典型的成分（wt%）列入表 10-5。

表 10-5 无钴型马氏体时效钢的成分（wt%）

Ni	Cr	Mo	Ti
14	3	3	1.5
18	-	-	1.4
			（+4.5wtW 替代 Mo）
10	11	2	1.1

镍和铬的含量通常大于大约 17wt%，保证在基体中存有足够的镍以利马氏体时效后的韧性，但是镍含量必须小于 21wt%，使在冷却或热处理时奥氏体有效地转变成马氏体。

18wt%Ni 钢的典型热处理是：

820℃固溶处理，淬火；

时效 480℃，4h。

在820℃处理使形成奥氏体并且溶解时效硬化析出物。奥氏体化要仔细控制，以保持细晶粒组织，因为一旦生成粗大的晶粒，就不能用热处理来消除。可以采用控制最终热加工工序的办法来细化晶粒和提高韧性。它可将在冷却时可能形成的任何晶粒间脆性物质分散开来。

根据钢的成分时效处理可以在大约430—550℃之间、4—10h之间进行。低温处理，大约400—450℃一般不采用，因为它们生成高体积比的很细析出物，据称能降低韧性。广泛采用的时效温度在480/510℃之间。

·p.478·

钢可以冷拔和时效，或者分级淬火和时效，以改善其韧性。例如，一种俄罗斯钢（9wt%Ni，12wt%Cr，3wt%Co，2wt%Mo，0.8wt%Ti）在分级淬火后0.2%屈服强度可以达到大约2500MPa，被用作外科手术用刀和精密仪器的弹簧。

在时效过程形成的析出物包括 Ni_3（MoTi）和 Fe_2（MoTi）（Baker 和 Swann，1964；Speich，1963；Miller 和 Mitchell，1965）按钢的成分以各种比例组合。普通的18wt%Ni—Co—Mo钢随钛含量的增加，其强度升高，说明钛的作用很大，但是钴和钼的作用同等重要。据说钴通过 Ni_3（MoTi）增强析出强化作用。

10.7.2 奥氏体时效硬化合金

奥氏体时效硬化合金可以分成独立的两类：

通过碳化物析出硬化的合金；

通过金属间化合物析出硬化的合金。

10.7.2.1 碳化物时效硬化钢

这些钢（Invine 等，1961；Dulis，1964）通常合金含量很高，含有大量的以下某个元素或几个元素：锰、铬和镍。它们还含有相当量的碳和/或氮，这两个元素对保持奥氏体组织有非常强的作用。因而，这些奥氏体合金可以含尽可能少的贵重合金元素，如镍，由于它们含铬较低，可能是非不锈的。然而，最熟知的析出硬化奥氏体合金含有足够的铬，可以视为不锈钢。

典型的碳化物时效硬化奥氏体钢有：

ARMCO－17-10P（Armco，1957）和 CRUCIBLE HNM（Crucible，1960），它们的成分列于表10-6。

表10-6 典型的碳化物时效硬化奥氏体钢

合金	C (wt%)	Si (wt%)	Mn (wt%)	P (wt%)	Cr (wt%)	Ni (wt%)
ARMCO 17-10P	0.12	0.4	0.8	0.3	17	10
CRUCIBLE HNM	0.30	0.5	3.5	0.25	18.5	9.5

这些钢是通过碳和磷，以及少量氮搭配起时效硬化作用的，期望通过含铬和镍来保

持奥氏体显微组织，但是奥氏体的稳定性主要靠含碳来提高。

这种钢的热处理是在高温下固溶处理（1120℃）将碳化物溶解，接着在650—700℃时效。对ARCOM17-10P典型的性能和时效处理示于表10-7。通过含磷碳化物的析出起强化作用（Invine等，1961；Dulis，1964；Banerjee等，1968；Saatinen，1973），同时磷还有另一个重要作用，即促进晶粒内而不是晶粒间析出。这些钢一般的物理冶金问题已由Pickering阐述（1976，1978）。

·p.479·

表10-7　ARMCO 17-10P典型的力学性能

性能	固溶处理	一次时效	二次时效
0.2% PS (MPa)	270	600	680
TS (MPa)	620	940	980
% El.	-	25	20
% R of A	-	39	32

PS：屈服强度；TS：抗拉强度；WQ：水淬；R of A：断面收缩率；El：延伸率。

固溶处理：1120℃，1h，WQ；一次时效：705℃，24h，WQ；二次时效：705℃，12h，WQ；650℃，24h，WQ。

其它合金还含氮，以各种比例来替代碳。但是，（C+N+P）的总量通常保持在大约0.5wt%以下。在此值以上碳化物易于以蜂窝状析出，它以层状相出现，形貌类似珠光体，并在晶界形成，对韧性起有害作用（Invine等，1961；Pickering，1978）。

10.7.2.2　金属间化合物时效硬化钢

这些合金惯常由含钛，或者还含铝的金属间化合物的析出来硬化。一般的析出物是以Ni_3（TiAl）为基础，因而钢需要含多量钛以形成析出物。所以它们必须含很低的碳和氮，否则碳和氮会与钛结合。因为含碳和氮必须低，所以钢含有高的镍，一般约25wt%，为的是保持完全奥氏体显微组织。

如同碳化物时效硬化型一样，可以生产出非不锈（低铬）奥氏体金属间化合物时效硬化钢。最闻名的这类钢是不锈钢ASTM A453 Grade660（Allegheny A286），其典型成分、热处理和性能示于表10-8。这类钢的一般冶金问题已做了许多工作（Pickering，1976，1978），包括析出机制（Pickering，1973），但是此种钢很昂贵，原因是它们的成分（高镍和高钛），还有它们难以生产和热加工。

·p.480·

表10-8　ASTM A453，Grade 660（Allegheny A286）

典型成分（wt%）									
C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Ti	V	B
0.05max	0.6	1.5	14.5	1.25	25	0.2	2.1	0.3	0.005
典型热处理			固溶处理			980℃，1h油淬火（断面可以空冷）			
			时效			720℃ 16h空冷			
			固溶处理的硬度			约150HB			

续表

典型成分（wt%）									
C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Ti	V	B
0.05max.	0.6	1.5	14.5	1.25	25	0.2	2.1	0.3	0.005

典型性能（时效）		
	抗拉强度	970MPa
	0.2%屈服强度	690MPa
	延伸率%	25
	断面收缩率%	40
	夏比2mmV缺口	70J

10.7.3 马氏体时效硬化不锈钢

当需要比正常奥氏体钢所能达到的更高强度时，选用这些钢。可以应用的成分范围有限，必须小心选择和控制，以保证在固溶处理时形成奥氏体显微组织。但是它不太稳定，不能防止全部奥氏体在冷却时或多或少转变成马氏体。在此，例如可以限制能产生耐蚀性的铬量，尤其是要求含足够量的镍（或镍加铜）以获得全部可转变钢。还必须小心控制间隙元素碳和氮，因为它们对奥氏体稳定性有很强的影响。这类钢的进一步说明见本卷第12章。

钢的两个不同类型示于表10-9。在此处，时效反应是以铜或镍-铝化合物的析出为基础。

在用铜析出的场合，在固溶处理时铜还起奥氏体形成元素的作用。因此，铜合金化钢含低的镍，以致在冷却时会发生马氏体转变。相反，铝时效硬化钢（无铜）要求较高的镍含量，以补偿缺少奥氏体形成元素铜。

表10-9 典型的马氏体时效硬化钢

类型	AISI标准	典型成分（wt%） C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Al	(Nb+Ta)
16Cr，4Ni，4Cu	AISI 630	0.07 max	1.0 max	1.0 max	15.5–17.5–	3.0–5.0	3.0–5.0	–	0.15–0.45
17Cr，7Ni，Al	AISI 631	0.09 max	0.40 max	1.0 max	16.0–18.0	6.5–7.75	–	0.75–1.5	–

典型热处理：
1040℃固溶处理，快速冷却到30℃以下，保证转变成马氏体。
480℃时效（为了得到较低的硬度和较高的韧性，可以采用较高的时效温度）。

钢	时效温度	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	%El.	%R of A
		典型力学性能			
AISI 630	480℃	1260	1365	11	50
AISI 631	固溶处理	275	900	–	–
	510℃时效	1200	1380	–	–

PS：屈服强度；TS：抗拉强度；R of A：断面收缩率；El：延伸率。

·p.481·

10.7.4 相变控制钢

这一种类的钢（Invine 等，1959；Truman，1964；Pickering，1978）可以视为与马氏体时效可硬化钢相似，只是需要小心平衡成分，使它们在热处理的中间阶段就形成马氏体。成分平衡到从固溶处理冷却后室温显微组织为奥氏体，以致在随后热处理几乎完全转变成马氏体。

热处理的阶段是：

(a) 在相当高的温度固溶处理和淬火后，形成奥氏体组织。和通常的奥氏体不锈钢相比，它相对地不很稳定，但是能够切削加工或承受适度的冷成型，以致有可能进行简单的成型操作。

(b) 热处理的第二阶段是调节处理，是在紧接淬火后颇低的温度下进行的。在调节温度生成的奥氏体比固溶处理形成的稳定性差，因为富铬碳化物的析出使铬和碳离开溶体，从而使 M_s 温度升高。冷却到室温发生向马氏体的转变，通过冷处理，例如在 -78℃能进一步促使马氏体相变。

(c) 然后，形成的马氏体可以回火，在适宜的钢还能加进某种时效硬化处理。

·p.482·

典型的相变控制钢示于表 10-10。和较简单的马氏体时效硬化钢相比，可以看到它们含有多量的碳和/或氮，正是存在这些元素得以控制马氏体相变。它们还含额外的钼和较低的镍，由于存在碳和氮，在热处理时控制成分平衡变得更为方便。

表 10-10

典型成分（wt%）							
AISI 标准	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	N
AISI 633	0.07—0.11	0.5max.	0.5—1.25	16.0—17.0	2.50—3.25	4.0—5.0	0.07—0.13
AISI 634	0.10—0.15	0.5max.	0.5—1.25	15.0—16.0	2.50—3.25	4.0—5.0	0.07—0.13
典型热处理			固溶处理		1030℃，快冷		
			调节处理		930/940℃，快冷		
			冷处理		-75℃，3h 最少		
			回火		455℃-3h		

典型力学性能					
钢	热处理	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	%El.	% R of A
AISI 633	固溶处理	410	1100	30	-
	冷处理+回火	1115	1365	15	50
AISI 634	固溶处理+冷处理+回火	1260	1500	15	30

PS：屈服强度；TS：抗拉强度；R of A：断面收缩率；El：延伸率。

在高温固溶处理时，例如在 1030℃，在表 10-10 所示的钢中，碳和氮完全溶解于基体。这些强奥氏体稳定元素的溶解在冷却到室温时保持稳定的奥氏体显微组织。再加热到较低温度（对所示钢为 930—945℃）从固溶体以碳化物/氮化物形式排出大量碳和氮。

这就使奥氏体变得不稳定，这样在冷却到室温时即开始向马氏体转变，并在冷处理时基本上进行完成。一些早先的相变控制钢在温度低到700℃时调节（Invine 等，1959）。

随后加热到大约455℃，使马氏体回火，并产生一定的时效。回火时析出细小碳化物，这可能与普通回火类似。然而，以相似原理为基础的钢可以用铝或铜合金化，从而常常在更为高的温度下回火后产生附加的时效作用。

10.8 调质工程用钢的选择与应用

对给定用途钢的选择和热处理很显然是一个复杂的课题，它们必须考虑成本、生产工艺、力学性能、工作环境、使用中的性能要求和期望寿命等各个方面。在许多情况下，后面几个因素在标准中可以不涉及，它们常常与化学成分、热处理、抗拉和冲击性能有简单的关系。然而，疲劳性能、容许缺陷、与环境的相互关系、腐蚀、应力腐蚀和腐蚀疲劳会是影响钢适应性的重要参数。

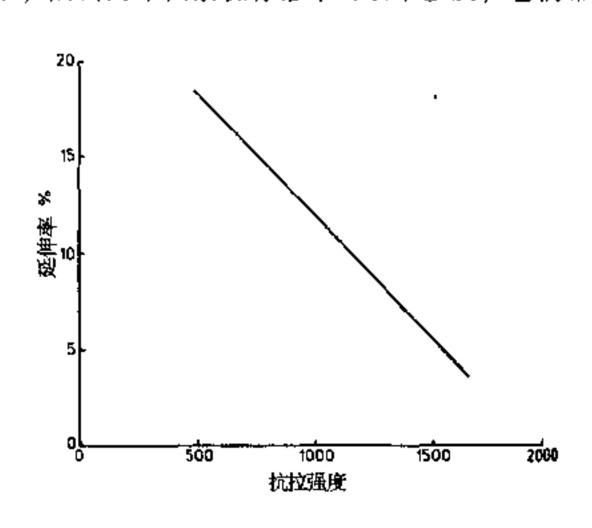


图 10-27　强度和延性之间的一般关系

一般说来，构件的尺寸和所需的性能是由设计人员规定的，材料工程师得选择合适的钢及其热处理。图10-27表示调质碳素钢和合金钢，断面尺寸达至150mm范围，抗拉强度和延伸率之间的一般关系，这是由编人英国标准 BS970 的最低值导出的。实际上，对一定的强度，可以实现较高的延性。在强度和冲击韧性之间存在着类似的关系。随着钢强度的增加，延性和韧性逐渐下降。

·p.483·

在决定调质钢对应力腐蚀裂纹敏感性方面，强度也有显著影响。传统减轻应力腐蚀裂纹的方法是降低强度水平。表示冶金和环境可变因素的屈服强度与断裂应力强度（K_{IC}）和应力腐蚀裂纹应力强度（K_{ISCC}）之间的关系示于图10-28。存在一个临界强度，在此以上，化学制品、气体或液体环境对断裂行为有很大影响，用门槛应力强度和裂纹长大动力学来表示。这些影响不是仅归因于强度水平，因为回火的显微组织也会起大的作用。高强度马氏体钢对应力腐蚀裂纹特别敏感是由于存在 ε 碳化物（见

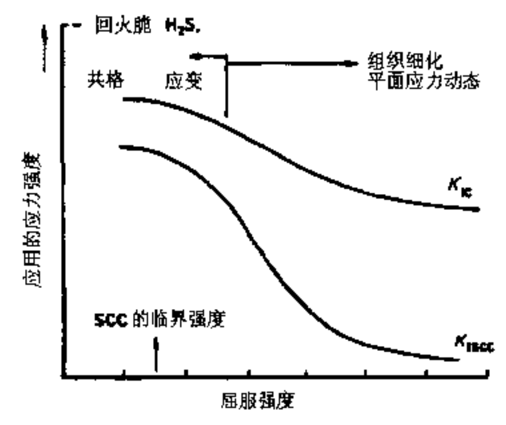


图 10-28　表示冶金和环境因素对耐应力腐蚀裂纹的临界强度示意图（在临界强度以上，应力腐蚀裂纹抗力开始显著下降）

第 1 章)、高位错密度和孪晶马氏体板条之间的共格形变。因此，高的回火温度，在给定强度水平下有助于减小应力腐蚀敏感性。

以非金属夹杂尺寸、形状、分布和体积比为表征的钢的清洁度对延性和韧性，尤其在轧制或锻造方向垂直取向也有很明显的影响。这些影响被量化列在表 10-11 和图 10-29，表明减少氧化物和硫化物含量对调质到两个强度水平的 Ni—Cr—Mo 钢强度、延性、冲击韧性、断裂韧性和疲劳性能的影响。很明显，随着钢强度的增加，夹杂物数对这些性能的影响起着十分显著的作用。因此，对最需要安全的关键用途，为寻求兼有超高强度和高的韧性，引向采用通过现代炼钢法（见第 3 章）生产的较清洁的钢。事实上，在这些场合常常规定使用真空重熔钢，尽管需要额外的费用。

表 10-11　钢的清洁度对力学性能（各向异性）的影响

（全部试样硬化到 100%马氏体并回火）

钢	成分（wt%）											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Ca	N	Comment 注
A	0.43	0.15	0.62	0.007	0.026	0.8	0.26	1.64	0.02	<0.005	0.010	正常工业生产钢
B	0.42	0.36	0.57	0.004	0.002	1.1	0.24	1.45	0.04	0.0017	0.007	高清洁度钢

钢	夹杂物类型	清洁度（按 DIN 标准 50602 测定） 总量		
		K_0	K_4	K_3
A	SS	150		
	OA	30	14	47
	OG	75		
B	SS	0		
	OA	0	0	0
	OG	4		

钢	热处理	试验方向	拉伸性能[a]				
			TS (MPa)	0.2%PS (MPa)	%El.	%R of A	断裂时真实应变 (f)
A	850℃OQ, T560℃	L	1160	1060	17	62	0.97
		T	1160	1060	11	28	0.33
B	同上	L	1175	1080	18	67	1.10
		T	1175	1080	16	58	0.87
A	850℃OQ, T250℃	L	1840	1575	14	53	0.76
		T	1840	1575	9	15	0.16
B	同上	L	1830	1520	14	50	0.69
		T	1830	1520	13	44	0.58

续表

钢	成分（wt%）											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Ca	N	Comment 注

钢	试验方向	断裂韧性[b]			
		0.2%PS (MPa)	COD (mm)	K_Q (MPa $\sqrt{m}$)	K_{max} (MPa $\sqrt{m}$)
A	L	1060	0.02	68	68
	T	1060	0.12	130	170
B	L	1080	0.14	140	180
	T	1080	0.18	150	200
A	L	1575	–	50[b]	–
	T	1575	–	53[b]	–
B	L	1520	–	73[b]	–
	T	1520	–	73[b]	–

钢	试验方向	疲劳强度（旋转弯曲）[c]		
		TS (MPa)	极限疲劳强度 (MPa)	极限疲劳强度 T:L
A	L	1160	650	0.83
	T	1160	540	
B	L	1175	590	0.97
	T	1175	570	
A	L	1840	700	0.71
	T	1840	500	
B	L	1830	850	0.82
	T	1830	700	

a 注意随着清洁度的提高，横向延性显著增加。

b 有效 K_{IC}。

c 注意随着清洁度的提高，T：L 比越接近 1。

OQ：油淬；TS：抗拉强度；PS：屈服强度；R of A：断面收缩率；

El：延伸率；f：断裂时真实应变；K_Q，K_{max}：应力强度因子。

L：纵向试样；T：横向试样。

设计工程师一直在探索根据产品性能数据、工作应力和应变及应力集中来预测构件、结构、装备和车辆的寿命和运行情况。低周期疲劳和周期应力—应变数据，对工程用钢来说，在这一程序中是主要的输入数据。在这方面，和常规的单调性能相比，调质钢常常表现周期软化，如图 10-30 所示（见第 6 卷第 10 章）。

·p.486·

在选择工程材料时主要要考虑的是，生产构件的总成本和构件在服役中的可靠性。近来炼钢工艺的发展已使工程用钢提高了竞争力、质量和一致性。采用较低合金含量的钢，尤其是受到短期缺少战略合金元素激励时，已导致钢和构件生产成本的降低，一个重要的降低构件成本的创举是，通过提高和控制硫含量以及夹杂物改性（见第 3 章）以保持力学性能，开发和应用了易切削钢。另一创举是采用微合金化钢（见第 8 和 9 章），

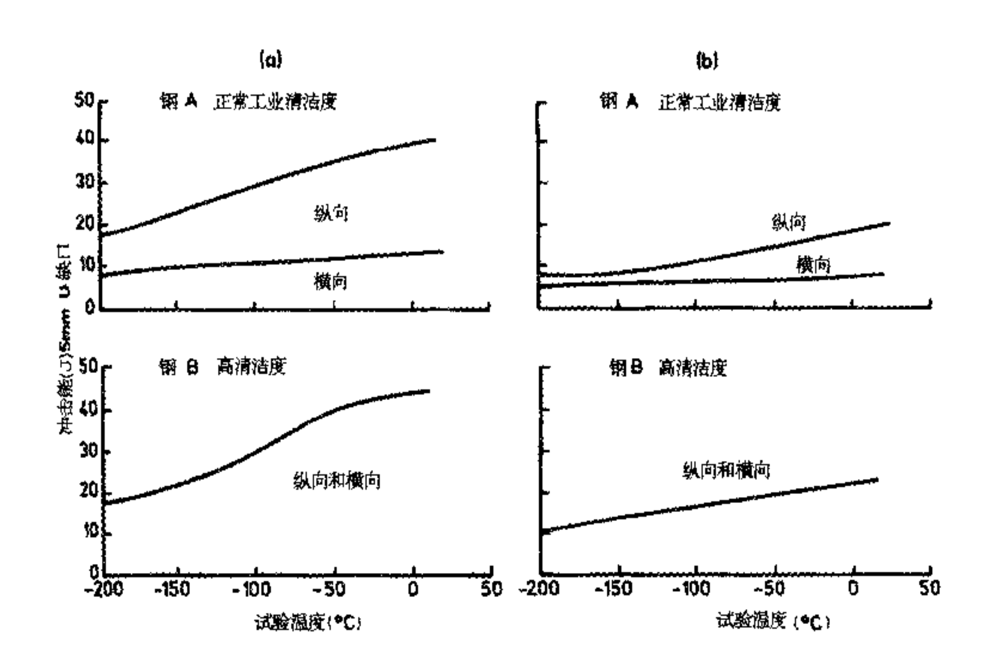


图 10-29 钢的清洁度对表 10-11 中钢 A 和 B 冲击韧性的影响：(a) 调质到抗拉强度 1160—1175MPa；(b) 调质到抗拉强度 1830—1840MPa（指出在高清洁度钢中消除了各向异性）

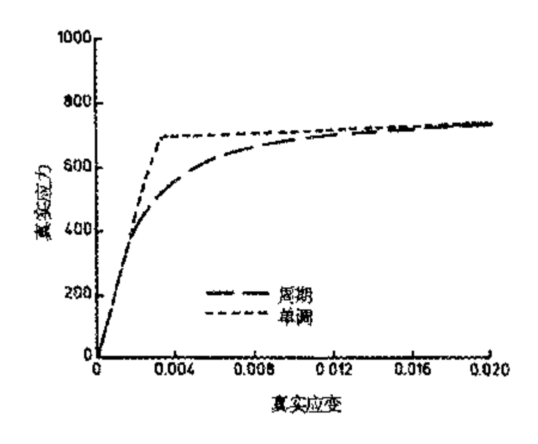


图 10-30 调质低合金钢单调和周期应力应变性能对比

它们不需硬化和为消除因淬火产生畸变进行的回火，在锻造或轧制状态就达到所期的力学性能。

对需要安全的关键用途，考虑空冷的铁素体-珠光体钢没有足够的韧性，可以采用从锻造温度直接淬火的方法，这样去掉了惯常的再加热和硬化处理。有几种低合金和硼处理钢适合应用直接淬火。

汽车行业是调质工程用钢的主要市场，在寻求车辆更轻、更大动力、更有效和安全方面，它们受到来自其它材料的强烈竞争。工程用钢生产厂因此将集中精力在高质量产品上，同时使产品具有高的使用价值和低的成本。成功地扩大调质钢将来的应用将涉及设计、炼钢、制造、加工部门和最终用户如何更好地协调、合作和迭代。应保证在结合

设计改型和优化时，它们的使用确信能给以最大的经济和技术效益。

调质工程用钢已有良好的经历，证明它能在最严酷条件下使用。不断地发展使之能进一步向使用部门提供非常有效、安全、可靠和成本很低的构件。

10.9 致　谢

作者感谢英国钢铁技术中心研究开发部主任 D. R. Baker 允许发表这一章。

10.10 参考文献

American Society for Metals (1981), *Metals Handbook* Vol. 1, 9th ed. Metals Park, OH: ASM.

Andrews, K. W. (1965), *J. Iron Steel Inst. London* 203, 721.

Armco Steel Corporation (1957), *Armco Product Data Book-17-IOP Stainless Steel*.

Atkins, M. (1977), *Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels*. Rotherham: British Steel Corporation.

Baker, A. J.; Swann, P. R. (1964) *Trans. ASM* 57, 1008.

Bain, E. G., Paxton, H. W. (1966), *Alloying Elements in Steels*, 2nd ed. Metals Park, OH: ASM.

Banerjee, B. R., Dulis, E. J., Hauser, J. J. (1968), *Trans. ASM* 61, 103.

Bergen, von R. T. (1979), *Wire Industry Journal* 493.

Boyd, L. C., Field, J. (1945), "Contribution to the Metallurgy of Steel", *AISI* 12.

B. P. Publication (1982), *Quenching Fluids and the Heat Treatment of Steel*. London: British Petroleum plc.

Burns, J. L., Moore, T. L., Archer, R. S. (1938), *Trans. ASM* 26, 1

Brophy, G. R., Miller, A. J. (1946), *Trans. AIME* 167, 654.

Crafts, W., Lamont, J. L. (1944), *Trans. AIME* 158, 159.

Crucible Steel Corporation (1960). *Crucible Data Sheet "Crucible HNM"*.

Decker, R. F. (1963), in: *The Relationship between the Structure and Mechanical Properties of Metals, Nat. Phys. Laboratory Symposium*. London: HMSO, p. 648.

Decker, R. F., Floreen, S. (1965), in: *Precipitation in Iron Base Alloys*. New York: Gordon and Breach, p. 69.

Dulis, E. J. (1964), in: *High Alloy Steels*. Special Report No. 86. London: The Iron and Steel Institute, p. 162.

Eyre, B. L., Edwards, B. C., Titchmarsh, J. M. (1982), in: *Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steels*. London: The Metals Society, p. 246.

Floreen, S. (1968), *Metallurgical Reviews*, 13, 115.

Grange, R. A., Stewart, H. M. (1946), Trans. AIME, 167, 467.

Grossman, M. A. (1942), *Trans. AIME* 150, 227.

Heins, R. W., Edwards, R. M. (1982), *Met. Progress, Sept*, 33.

Hilder, N. A. (1987), *Heat Treatment of Metals* 2, 31.

Hodge, J. M., Orehoski, M. H. (1946), *Trans. AIME* 167, 627.

Holloman, J. H., Jaffe, L. D. (1945), *Trans. AIME* 162, 223.

Irvine, K. J., Llewellyn, D. T., Pickering, F. B. (1959), *J. Iron Steel Inst. London* 192, 218.

Irvine, K. J., Llewellyn, D. T., Pickering, F. B. (1961), *J. Iron Steel Inst. London* 199, 153.

Jaffe, L. D., Buffum, D. C. (1957), *Trans. AIME* 209, 8.

Jatczak, C. F. (1973), *Met. Trans.* 4, 2272

Jominy, W. E., Boegehold, A. L. (1938), *Trans. ASM* 26, 574.

Kramer, I. R., Hafner, R. H., Toleman, S. L. (1944), *Trans. AIME* 158, 138.

Kramer, I. R., Siegel, S., Brooks, J. G. (1946), *Trans. AIME* 167, 670.

Llewellyn, D. T., Cook, W. T. (1974), *Metals Technology* 1, 517.

Llewellyn, D. T., Cook, W. T. (1977), *Metals Technology* 4, 265.

Low, J. R. (1952), *Welding Research Council Report* 17, 253s.

Mason, K. J., Capewell, I. (1986), *Heat Treatment of Metals* 4, 99.

Materkowski, J. P., Krauss, G. (1979), *Met. Trans.* 10A, 1643.

Miller, G. P., Mitchell, W. I. (1965), *J. Iron Steel Inst. London* 203, 899.

Moerdijk, W. A. J. (1990), *Advanced Materials Processes* 3, 19.

Mond Nickel Company (1958), *Transformation Characteristics of Direct Hardening Nickel Steels*, 3rd ed. London: Mond Nickel Company.

Naylor, J. D. (1990), *Ironmaking and Steelmaking* 17 (1), 17.

Nehrenberg, A. E. (1950), *Steel* 127, *Oct* 23, 72.

Payson, P., Savage, C. H. (1944), *Trans. ASM* 33, 261.

Pickering, F. B. (1973), in: *Heat Treatment* ' 73. London: The Metals Soc., p. 1.

Pickering, F. B. (1976), *International Metallurgical Reviews*, *Review No.* 211, 227.

Pickering, F. B. (1978), *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. London: Applied Science Publishers.

Saatinen, A. V. A. (1973), *Scand. J. Met.* 2 (3), 161.

Siebert, C. A., Doane, D. V., Breen, O. H. (1977), *The Hardenability of Steels-Concepts*, *Metallurgical Influences and Industrial Application*. Metals Park, OH: ASM.

Speich, G. R. (1963), *Trans. AIME* 227, 1426.

Standards for Conducting the Jominy Hardenability Test, *ISO* 642, *UK BS*4437, *ASTM* A255 (Also includes Methods for Calculating Hardenability from Compositions-Based on Grossman).

Steven, W. S. (1964), in: *High Alloy Steels*, *ISI Special Rep. No.* 86. London: The Iron and Steel Institute, p. 115.

Steven, W. S., Haynes, A. G. (1956), *J. Iron Steel Inst. London* 183, 349.

Truman, J. E. (1964), in: *High alloy Steels*, *ISI Special Report No.* 86. London: The Iron and Steel Institute, p. 84.

United States Steel Corporation (1951 and 1953), *Atlas of Isothermal Transformation Diagrams*. Pittsburgh, PA: U. S. Steel Corp.

Woolman, J., Mottram, R. A. (1964), *The Mechanical and Physical Properties of British Standard En Steels*. London: BISRA Publications-Pergamon Press.

11 热强钢

Matthew G. Gemmill
Formerly Technical Manager-Sturctural Integrity,
Central Electricity Generating Board, Cheltenham, Gloucestershire, U. K.
(刘荣藻　译)

目录

符号与缩语表

C^*	描述蠕变裂纹长大的参数
d	晶粒直径
M	金属含量
N	疲劳周数
N_f	在单纯疲劳条件下到断裂的周数
t	总保压时间
t_r	蠕变断裂时间
T	温度
T_m	熔点下的温度
δ/G	模量
ε	蠕变应变
σ	拉伸应力
σ_n/E	正规拉伸应力
AC	空冷的
AGR	先进的气冷反应堆
AISI	美国钢铁学会
FC	炉冷的

·p.491·

11.1 前 言

热强钢的历史应追溯到20世纪30年代。其最初的工业应用是在发电动力厂，那时的动力厂都是燃煤的。使用这些材料在经济上的动机是使蒸汽循环的温度和压力都得到提高，从而使装置的热效率直接受益。这些钢还有一个并行的但比较不集中的应用是石油化学工业，主要涉及当时炼油厂工艺发展中所用的管材产品。

飞机的燃气轮机喷气式发动机的发明为高温用钢的研制提供了鼓励作用，为此高温用钢最重要的力学性能是蠕变强度联同合格的韧性水平，见第14章。

热强钢分成三类，即碳素钢、铁素体合金钢和奥氏体钢。对高温用途来说，碳素钢可考虑用于高达约400℃，铁素体合金钢用于高达约600℃而奥氏体钢约达700℃。超过这些温度必须用铁、镍或钴基超合金，这些在本卷第14章中讨论。

为满足工程设计的要求，基于抗蠕变强度针对铁素体和奥氏体钢成分的成功研制，在1945年以后的20年中是最积极的，这也反映出了战后电力以及航空航天事业快速增长的重要性。在这些领域的应用中，热强钢的潜力都使用到了它的工艺极限。在过去25年来重点一直是加深对既有钢种冶金性能的了解以及对其加工的控制，而不是企图开发新成分。这一态势上的改变，部分地反映出大规模制造的实用化学成分的用尽和对所用的这些钢在使用中表现出的问题的不断增加的察觉。这后一方面对地面基地动力用途特别相关，在此用途中运行使用期限，很可能超过30年并且高温部件如蒸汽管道和汽轮机转子的安全性和可靠性具有较大的经济重要性。

在一些实例中，抗蠕变性能会是选择适当钢种时的主要性能，一个例子是550℃下运行的高压汽轮机转子。在其它事例中，抗蠕变性能可能是导向选择材料的几种性能之一。这样的一个实例可列举出石化工业部件的管材，对此主导选材的最重要因素可能是耐蚀性。本章以下各节将考察蠕变过程理论、开发的材料和使用经验已经揭示的断裂机制。

11.2 蠕变变形理论和蠕变断裂机制

11.2.1 蠕变过程

当金属在足够高的温度通常约高于$0.3T_m$（T_m是以K示出的金属熔点）下，经受外加应力时，金属便经受以时间为函数的塑性变形（Sherby等，1957）（见第6卷第6章）。这可以通过图11-1示出的曲线用简单的关系加以表示。曲线包括与时间有关的三个阶段，即称为初期蠕变的初始应变减速期，名为第二期蠕变的通常是长期的、大约是恒定应变率，导致终点断裂的最后应变率增加期通常称为第三期蠕变。

·p.492·

设计热强钢的目的是，使其在特定的温度范围内承受住塑性变形而又能提供足够的

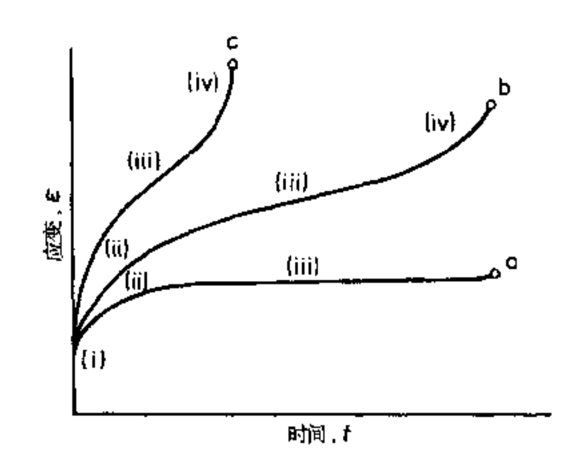


图 11-1 典型的蠕变曲线，示出在恒定温度和应力下以时间为函数的蠕变应变。曲线 (a) 是典型的低温蠕变，或提高温度或提高应力使曲线改变位置到 (b) 然后到 (c)。曲线的 (i) 期是在负载下的初始应变，(ii) 期是过渡的或初期蠕变，(iii) 期是稳态的或二期蠕变和 (iv) 是导致断裂的第三期蠕变

表 11-1 蠕变方程

应变-时间关系式	
对数的	$\varepsilon = a + b\log t$
	$\varepsilon = a\log(1\times bt)^{2/3}$
	$\varepsilon = a\log t + bt + c$
指数的	$\varepsilon = a + bt - c\exp(-dt)$
	$\varepsilon = at + b[1-\exp(-ct)]$
幂函数	$\varepsilon = a(1+bt^{1/3})\exp kt$
幂级数	$\varepsilon = at^m + bt^n + ct^p + \cdots\cdots$
对数和幂函数	$\varepsilon = a\log t + bt^n + ct$
温度相关式	
指数的	$d\varepsilon/dt = a\exp(-Q/RT)$
简单的	$\varepsilon = a[t\exp(-Q/RT)]^n$
	$\varepsilon = f(T[a+\log t])$
	$\varepsilon = f([T-a]/[\log t - b])$
双曲的	$d\varepsilon/dt = a\exp(-Q/RT)\cdot\sin(b/RT)$
应力相关式	
指数的	$d\varepsilon/dt = a[\exp(b\sigma)-1]$
	$\varepsilon = af(t)\exp(b\sigma)$
幂函数	$\varepsilon = af(t)\sigma b$
双曲的	$d\varepsilon/dt = a\sinh(b\sigma)$
	$d\varepsilon/dt = a\sinh(b\sigma/RT)$

符号	
a，b，c，d 常数	t 时间
k 玻尔兹曼常量	T 温度，K
m，n，p 常数	ε 塑性蠕变应变
Q 激活能	$d\varepsilon/dt$ 蠕变应变率
R 气体常数	σ 外加应力

韧性，以免除由于脆化过程使其早期损坏的可能性，达到蠕变强度和韧性的最佳结合象征着重要的技术挑战。如果金属缺乏松弛小量应变的能力而不致促使开裂，很高的蠕变强度是没有好处的。同样，很高的塑性在要求尺寸容许偏差的场合，就会由于部件的变形而带来问题，例如汽轮机叶片。

·p.493·

通过基于物理的结构方程式描述蠕变曲线已经有许多尝试。这些努力的最终目的是双重的。首先是使变形过程与时间相关的材料显微组织变化联系起来，其次是能从短时间的试验预期长时间的蠕变性能。表 11-1 列出了，已经提出的用于解释蠕变变形变化过程的一些方程式。用这一类型处理的可能的困难是，随时间的推移所发生的金相变化，尤其是显微组织的变化，可以预期会影响蠕变形变的性质。这些显微组织的变化包括例如析出反应、碳化物形态结构的变化、溶质向优先的显微组织部位迁移、晶粒长大或亚晶的形成。

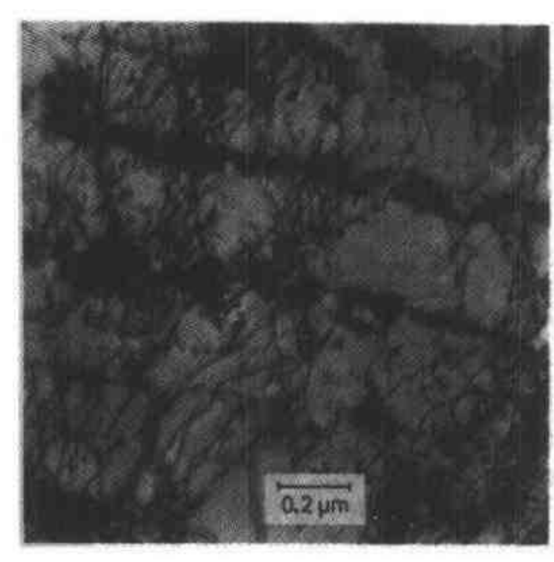


图 11-2 Cr18Ni9 型奥氏体不锈钢在蠕变试验中位错与碳化物（$M_{23}C_6$）析出的相互作用（薄膜透射电子显微镜显微照片）

当一种金属例如热强钢经受塑性蠕变变形时，其晶体排列中的缺陷，所谓位错在促进形变中起着值得注意的作用。初期蠕变中减速蠕变率通常归因于位错的产生，它们的相互作用和它们与析出物例如碳化物的相互作用。对此图 11-2（Keown，1974）用一种奥氏体钢做出了说明，随着位错密度的提高，回复倾向增大和位错的亚界网状组织开始发展（图 11-3），它分开相对低的位错密度区域。

当蠕变变形过程进展时，亚晶的大小分布渐趋均匀直到蠕变第二期相对均匀的等轴亚晶组织形成为止。热强钢不论其金相组织主要是单相的像在奥氏体钢中，还是 $\gamma\rightarrow\alpha$ 固态转变象在铁素体钢中，在使用温度下的运行中都析出各种相，主要是碳化物。这些析出物，可以进一步产生位错并通过抑制攀移和交叉滑移的变形过程中截获位错，从而也可以起到提高抗蠕变性能的作用。图 11-4 是说明这一点的一种显微组织。

·p.494·

所以一般来说，抗蠕变性能会通过在钢的显微组织中引入细小弥散的粒子得到提高。这些粒子通常是碳化物，有时是金属间化合物，均与高位错密度密切相关。应当体会到有些热强钢，包括在工艺上很重要的由贝氏体显微组织组成的 Cr—Mo—V 成分，这些过程是很错综复杂的并且看来还没有得出一个定量的解释。这便是，引起酌情进行加热和应变时效处理，并在其使用期限中探察可能发生的其它显微组织的原因。

蠕变变形过程可以视为是扩散控制的，或非扩散控制的（Lagneborg，1981）。前者发生在较高温度下，不涉及扩散的机制包括通过交叉滑移的回复与溶质原子和/或析出

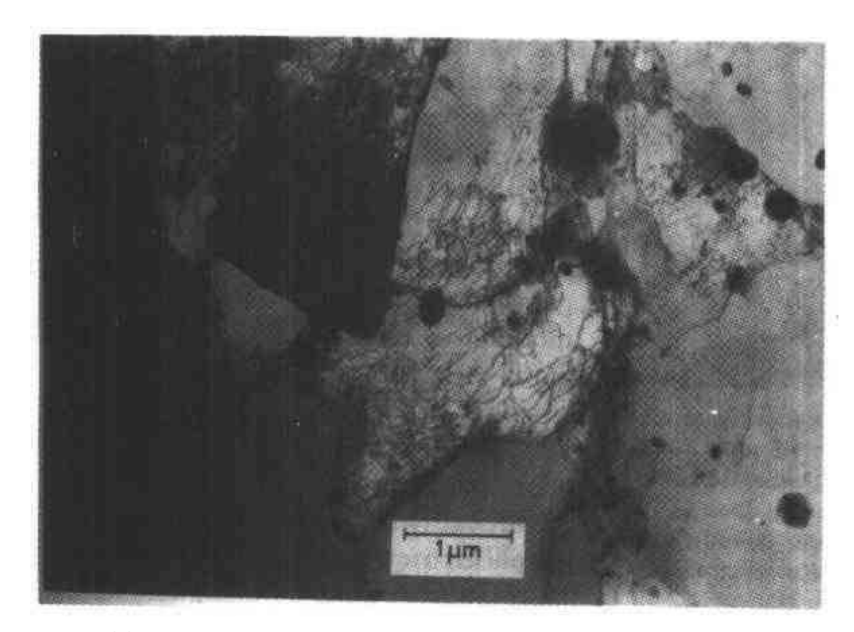


图 11-3　Cr18Ni9 型低碳奥氏体钢在蠕变过程中发展的亚晶
（薄膜透射电子显微镜显微照片）



图 11-4　Cr18Ni9 型奥氏体钢在蠕变过程中形成的 $M_{23}C_6$ 析出物在蠕变过程中产生的位错锁紧可以看到一些 $M_{23}C_6$ 析出物已经在亚晶界上形成（薄膜透射电子显微照片）

物的位错相互作用。对于扩散的蠕变已经假设了两种机制，一种是 Herring-Nabarro 蠕变（Herring，1950），其中扩散通过晶粒发生，另一种是 Coble 蠕变（Coble，1963），涉及发生在晶界周围的扩散。

11.2.2 变形图

另外一种研究种种假定的蠕变机制的方式是，借助于绘制一个变形机制图。这种处理多归功于 Ashby（1972)。对于每一种蠕变机制，已经提出了描述稳态蠕变速的基本结构方程式，这些图画出相对于模量的标准化应力，δ/G，对相对于熔点的取准温度，T/T_m，曲线，并在图中示出特定机制占优势的区域，在两个区域相交的场合下，两种机制对应变率产生同等影响。图 11-5 中示出了 AISI304 奥氏体不锈钢的典型图（Pickering，1990)。

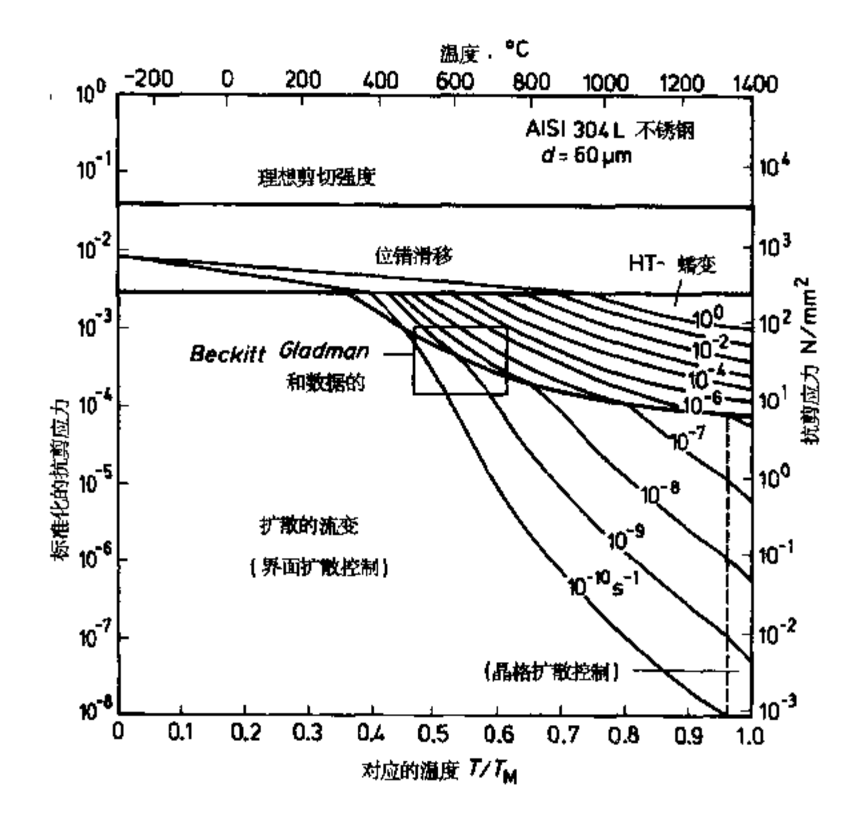


图 11-5 AISI304L 型低碳的 Cr18Ni10 奥氏体不锈钢的变形机制图。图上叠合的是不同恒定应变率的等值线

·p.495·

显然这种类型的图表示的是对内在复杂情况，加以简化的图，这是由于它不能将显微组织随时间的变化考虑进去，并且也不能处理焊接件实际上的重要情况，而在这里组成的元素却彼此相互作用支配着合成的蠕变性能。例如，如果应力和温度，处于开始紧接一种状态的边界占优势的蠕变机制就可能改变。尽管存在这些不利因素，这样的图还是对材料的性能提出了定性的深入了解也许能有助于改进对钢的选择满足特定的工程应用。

11.2.3 蠕变断裂机制

与热强钢工程应用相关的温度和应力参数，在长时期中通常引起招致晶间断裂的条件，这可以发生在三个晶界相交的“三重点”处（图 11-6)，由于晶界滑动的过程，并

常称为楔形开裂。另一种情况下晶间断裂可以从晶界上形成的缺陷引起，如图11-7的一种低合金钢1wt%Cr-Mo所说明。此后一型式的晶间开裂被称为晶界空隙，晶界滑动导致载荷传送到界面区更接近正交于拉应力的中心线，从而导致空隙和楔形裂纹的发展和长大。与11.2.2节所描述的变形"图"类似的断裂"图"也已经得到了发展。图11-8（Ashby等，1978）示出AISI316奥氏体钢的这样一张"图"，虽然它与以前所述变形图有相似

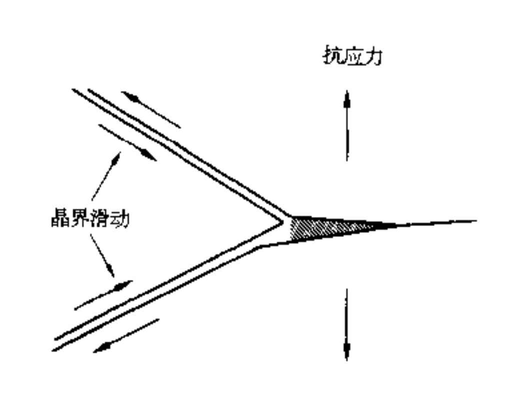


图11-6 示出晶间滑动如何在晶界"三重点"接合处集结导致晶间开裂的示意图

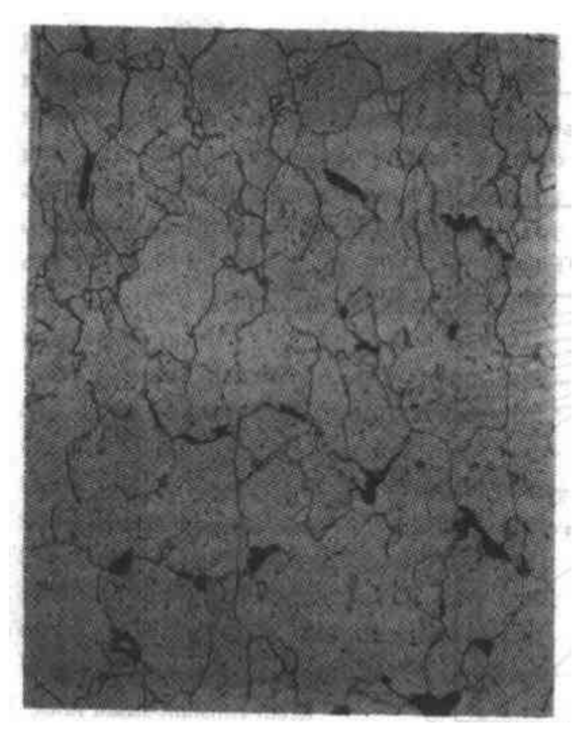


图11-7 示出0.1wt%C，1.0wt%Cr，0.5wt%Mo钢在蠕变试验中出现晶界空隙的光学显微照片（×500）

的限定。总的来说，这些变形和断裂机制的显形法提供了特定热强钢的强度和韧性的定性判断。

·p.496·

空隙的形成和扩展对于了解热强钢在力学的和工艺方面的性能都是重要的，空隙可能起因于晶界突出部分的存在，在晶界滑动中晶界粒子的破裂或粒子一基体交界面的减聚力，也可能通过晶界处的滑动引起。在第二期蠕变的早期和蠕变应变处于相当低水平时可以观察到空隙。后一点的实例可以在固有脆性的低碳0.5wt%Mo低合金钢中看到，其中在低至0.1%应变下已经观察到了空隙的形成。这大约等同于150MPa的应力，因此相当于焊接接头中出现的残余应力，它可以在高温下起着基本应力的作用，足以促使裂纹发生并可能断裂（Gemmill，1966a）。

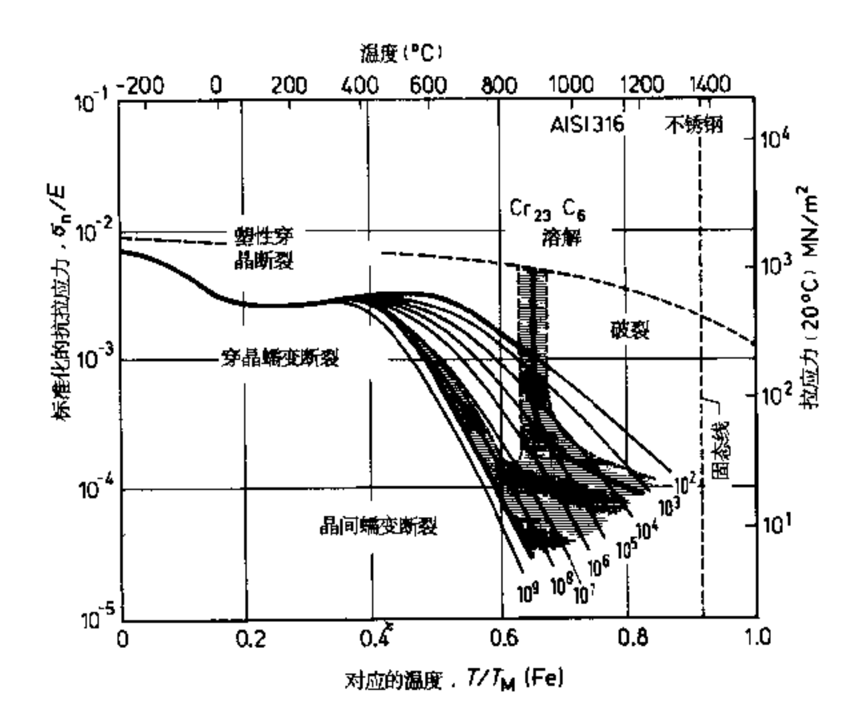


图 11-8 AISI316 型低碳 18wt%Cr，10wt%Ni2.5wt.%Mo 奥氏体不锈钢的断裂机制图，图上叠合的是不同断裂（损坏）时间秒的等值线

·p.497·

铁素体钢和奥氏体钢都有越来越多的论据说明，空隙的形成由于杂质在晶界上的偏聚而加剧。元素中如硫和磷已被证明属于偏聚物（Middleton，1981），晶界上的第二相粒子 MnS 也可以是晶界空隙的核心（Middleton，1981）。蠕变空隙通常是应变控制的，并且监测空隙长大可用于评定部件在使用中的剩余使用期限。这种情况将在本章稍后加以较为详细地研究。

11.2.4 蠕变断裂塑性

虽然钢的蠕变强度为工程设计者所直接关注，有同样的需要而不一定记载在高温设计规程内的是，确保钢具有适当水平的蠕变断裂塑性。已经证明决定控制蠕变强度的因素，比影响蠕变塑性的因素较为简易，部分地因为后者常由钢的微观而非宏观特征所控制。导致蠕变塑性显著降低可能有许多复杂的相互作用。例如，在含铌的 AISI 型号 347 奥氏体钢中，由于焊接厚截面部件施加的应变所引起的粒子-位错相互作用导致了空隙集结使蠕变断裂塑性相应地降低到很低的水平（Borland 和 Younger，1959）。一般来说，增大晶粒度导致较低的蠕断塑性，还有通过析出物的基体强化也使较多的形变转移到晶界上。

·p.498·

许多热强钢呈现出断裂塑性的极小值，如图 11-9（Glen，1955）中 0.5wt%Mo 和 1.0wt%Cr0.5wt%Mo 低合金钢所示。在奥氏体钢中也出现相似的塑性与时间关系曲线的最小值。大多数热强钢在使用中，将呈现晶间断裂特征和相应较低的破裂塑性。在较长时间下，蠕变塑性的恢复可以很容易地通过显微组织的变化，例如析出粒子的粗化和变

形，通过晶粒和晶界同等承受加以说明。应当提到塑性的如此恢复也会与较低的蠕变强度相联系，并且这可能使高温用钢部件发生长期弱化效应。

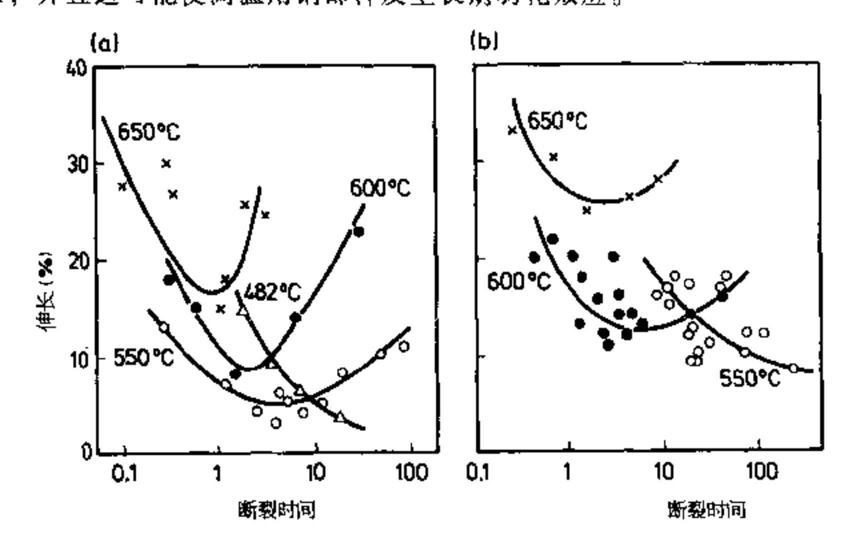


图 11-9 在不同的温度下试验中的蠕变断裂塑性：(a) 0.1wt%C，0.5wt%Mo 钢；(b) 0.1wt%C，1.0wt%Cr，0.5wt%Mo 钢

前已表明 (Orr 等，1990)，在 Cr—Mo—V 钢中加入少量钛基本上去除在此实例中曲线上的极小值而不致降低蠕变强度。对这一有益的效应提出的说明是，由于钛的加入使晶粒细化，并与 TiN 的细小析出物使晶界滑动减少有关。换句话说，形变已在晶粒及其晶界间同等分配。

总之，在金属方面，发展基于物理的蠕变的模型已经取得了相当大的进展，并有希望利用廉价的计算手段使许多结构方程，用于预报考虑到实际使用条件下遇到的许多变数的蠕变性能 (Dyson，1990a)。以上提出的问题仍然是很值得重视的，部分地由于处理材料随时间而不断变化的力学性能的困难和部分地由于应力、应变和温度等的工程参数，常远偏离于实验室中试验和评定所用的必然加以理想化的参数。

越来越重要的实际问题是，建立有正确根据的判据来评定设计经得起变形不致损坏部件的安全、实用的使用期限。虽然工程设计应力值通常是从断裂时间数据推出的，而实际上较为切合的判据是，不致使不可接受的蠕变损伤程度引入显微组织的能实现的应变限度 (Ilschner，1981)。

还必须提到的是这种损伤机制，即晶界空隙可以在很小的应变下引起，在初期蠕变阶段就完全有可能发生，难点是在，它弱化材料的总强度以前识别这种损伤可以允许到什么程度。此外，必须理解许多结构方程与稳态蠕变性能有关，因此并不对使用的性能提供大量指导，其中或材料本身或某些局部区域例如焊件热影响区呈现很低的塑性。

近来，试图通过研究与在较低温度下变形平行的在损坏注定或是完全塑性的，或是完全脆性方式的场合下，测验高温变形性能取得了一些成果。这些极限条件或许可以视为蠕变-易变形的或蠕变-易脆的机制，后者是在低应力很长时间运行的高温部件较为常见的情况。在这个意义上给“易脆的”提出一个明确的定义是不容易的。在这些情况下蠕变裂纹长大看来用通常被称为 C^* 的一个量来加以描述是最适宜的，它与材料在恰当的外加应力下的单轴蠕变应变有关。

·p.499·

显示一种钢是否是“蠕变易变形的”所广泛采用的方法是，用不同严格程度的切口试片进行持久强度试验和用平面试片所做的试验对比。如果带切口试片的强度有所提高，此材料被认为是易变形的；相应地带切口试片降低的持久强度则是易脆钢的征兆。这种近似法的一个难点是随着时间的推移和/或试验温度的改变，这些观察结果可能会相反。这可能是由于冶金特性诸如应变硬化、热时效或由于析出物的过时效所引起。

如本章稍后所讨论，“易脆的”性质常发生在冶金的不连续区域例如焊接热影响区中。这反映出在很受限制的区域中可以快速发生裂纹及长大，这一区域或许只有几个晶粒宽与相当易变形的材料相邻接。在这些場合下，观察到的“易脆的”性质较多地归因于在材料的微观尺度区域受到多轴应变处的很局限的位置。

现实问题的经验提示，这些细节并不总是能通过实验室试验如上述带切口试片所预测或模拟，还有资料（Webster，1990）指出，在单轴应变条件下，通过传统的实验室蠕变试验所得出的蠕变性能，可以不同于从多轴条件下所得出的性能。

这些观察结果在不同程度上适用于作为本章主题的热强钢。

尽管一般来说，所有这些钢将在较长时间试验或在其相应的使用温度下使用时将发展晶间断裂状态，而它们中很少有如此之低的本征蠕变塑性，以致对其原来的母材金属力学性能特性引起关注。虽然，当它们经受加工，例如装配时力学性能的综合变化会引起蠕变塑性的降低。这些变化较常出现在蠕变强度取决于第二相粒子特定弥散分布的复合化学成分钢中并不出乎意料，例如在普遍使用的 Cr —Mo—V 铁素体钢中，即使相对可延伸的面心立方奥氏体钢也可呈现出这样的性能，部分地由于其高的加工硬化率使其对某些加工工艺效应特别敏感。

本章随后各节将说明就化学成分来说，在所有研讨的热强钢中最简单的碳素钢，当在理解其高温蠕变性能的意义上探讨时，依然是比较复杂的。

本章的这一节已集中于对蠕变过程的通用物理认识。为探索所涉及的某些复杂性有两个正在寻求的要素，一个（Sellars，1974）依靠精致的金相检验技术，希望通过对显微镜下所看到的加以更深刻的认识，将有可能增进钢的显微组织和力学性能之间的联系。另一个（Dyson，1990b）希望用物理上启发的金属性能的模型，推导出蠕变构成的损坏形成方程，以预测其在高温下使用的复杂载荷和多轴应变下的特性。

·p.500·

11.3 碳 素 钢

碳素钢值得被认可为是第一个热强钢，它早在 1930 年就在英国、德国和美国建成的发电厂锅炉和汽轮机中用作此种用途。在那个时期（Tapsell，1928）用于评定蠕变性能的试验技术是不成熟的，试验持续时间很短（100h），因此要外推使用期限或许长达 20 年的结果，简直是不可思议的。

顺次经过相当时候，发展了提供时间长达 10 000h 和 100 000h 之间的高温力学性能。这通常是采用试验的形式使钢的试片受力直到断裂，断裂时也提供取得的塑性量度。为测量低变形蠕变应变和产生低至 10^{-8}应变/h 的蠕变率的应力发展了更精致的试

验。

从这些试验外推的结果，例如像10 000h下引起的断裂应力或在设计温度下同样的时间内引起的0.1%蠕变应变，由工程师们用来得出应用到所关心的部件的应力。由于涉及实验的困难，蠕变应变的测定很少超过10 000h，但是对最广泛使用的几种碳素钢的持久强度试验已经延长到了至少100 000h。这已经具有同时测量两个参数提供数据的效益，包括高得多的使用期限率以及给出断裂塑性水平的有效指示。这样的数据显然增进了钢的用户的信心。

在德国和美国，碳素钢的设计应力值主要是从持久强度数据推导的，而在英国则从这种数据与低变形蠕变应变数据结合起来加以推导。

近几年来的经验已经表明，碳素钢的蠕变性能在化学成分方面受碳、锰、硅、铝和氮含量的影响。这起因于间隙固溶强化元素如碳和氮、置换固溶强化元素锰和化合物的形成，例如铝和硅的氮化物。已经表明影响碳素钢蠕变强度的重要因素之一是炼钢过程中的脱氧实践。元素如铝和硅便用做此用途，但它们使溶解在铁素体中氮的数量降低并且由于此反应使钢更不抗蠕变。加入的铝多于作为钢脱氧剂的数量，例如~0.35wt%，已经表明会促进钢的石墨化，从而显著降低蠕变强度。这一特例体验局限于美国的一个特定的炼钢实践，并且铝含量很高。

·p.501·

对含有0.1wt%—0.4wt%C钢所进行的高温试验表明了，在碳含量与蠕变强度之间没有直接的相互关系（Jenkins和Tapsell，1952）。在某些方面碳素钢的氮含量，很可能对于控制温度高达约400℃的高温性能起着最显著的作用。这起因于氮与元素如铝、硅和锰的相互作用。在通常的使用温度范围以内，即高达400℃，已经论述了蠕变性能与锰-氮气团随位错的运动有关，锰起着减小氮原子能动性的作用并因此提高钢的蠕变抗力（Baird和Jamieson，1963)。值得注意的是金属的缺陷结构，即位错及其密度和弥散方式，可以成为控制高温变形过程的主要因素之一。

作为抗蠕变材料的碳素钢，已经用作锅炉和过热器管和联管箱成为其主要用途，并在较为有限的程度上，用作在相对较低的压力和温度下运行的发电厂蒸汽轮机转子，例如蒸汽工况4.1MPa，400℃下。在这些应用中，管材的碳含量为0.1wt%而转子材料为0.25wt%，设计的在较高温度500℃及以上运行的现代发电厂，只使用很有限的由碳素钢制成的部件。同样地，由于在航空和航天用途中涉及到高得多的温度和在石化用途中需要在高温下有足够的耐蚀性，在这些工业中几乎没有或决不使用碳素钢。

概括地说，虽然碳素钢基本上不能归类为高度热强材料，化学成分的相对单纯却可以对加入微量元素的作用做出检验，而在共同组成热强钢主体的较为复杂的成分，例如铁素体合金和奥氏体钢中在某种程度上就会困难得多。这已经引起注意，例如，炼钢实践的细节对于决定钢的抗蠕变性能的重要性。

涉及碳素钢高温疲劳性能的可用数据比较少，这或许反映出，这样的要求只有很少数工程才需要。图11-10（Forrest，1962）示出经受不同热处理的用铝和硅脱氧碳素钢的疲劳强度与温度的关系曲线。200℃和400℃之间的强化，可以根据间隙元素例如氮和较小程度的碳以足够快的速率扩散到位错，使动态应变时效在应力循环中发生来解释。在400℃以上没有疲劳极限并且不同温度下的疲劳强度，基本上取决于到损坏的时间而不

是循环次数。

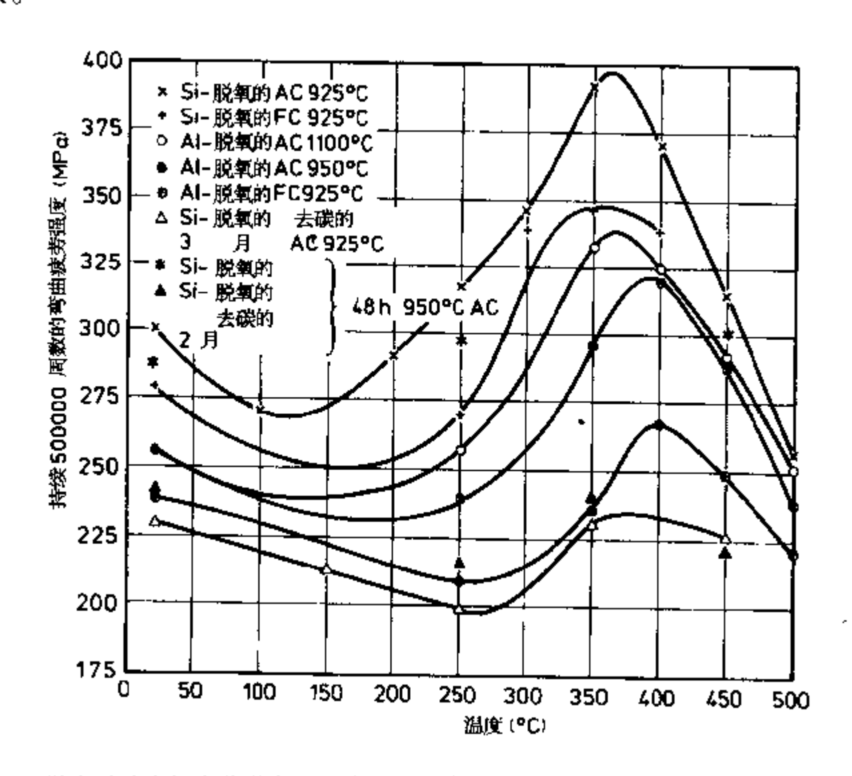


图 11-10　温度对碳素钢疲劳强度的影响，示出炼钢过程中所用的脱氧工艺和热处理的影响，指出在 350—400℃下试验中由于动态应变时效的最高的疲劳强度

11.4　铁素体合金钢

·p.502·

11.4.1　总论

这一组钢提供在经济成本上引起注意的高温强度水平。工业用途主要是陆上发电厂和石油化工厂。这些钢的化学成分包括从加入少量合金的，例如 1/2wt%Mo，到含有高达 12wt%Cr 及其它少量合金元素例如钒、钨、钛和铌。这些合金元素的加入对显微组织的影响在图 11-11 对含 0.1wt%C 的铁铬合金的图解说明。必须理解到这是一张平衡图和在钢中所得到的显微组织，将取决于热处理过程中其截面尺寸和冷却速率等因素。此图指示对研究的大多数钢即铬含量高达 12wt%的钢，在高温下存在的原奥氏体，（γ）显微组织将转变为包含铁素体（α）和碳化物的显微组织，和取决于具体化学成分和/或冷却速率，热处理将产生或是贝氏体或是马氏体。在含有 12wt%Cr 的一些钢的情况下，在很高温度下冶金组织是双相的，即将包括共存的奥氏体和铁素体区域。当再冷却时铬含量较低的钢的原奥氏体组织会转变，但原有的铁素体在较低温度下将继续存在，这种性质具有实际的重要性将在稍后加以讨论。

·p.503·

铬含量高于 17wt%时钢便成为单相，即不发生同素异形转变。这就意味着通过热处理过程中的转变或通过晶粒细化不可能使金属强化。虽然在原理上有其它技术例如机械

加工、固溶强化，或析出硬化可用于提高强度，但主要是由于这样成分的钢禀性不良的韧性已经证明这些技术是不可行的。

在研制含 8wt% Cr，3wt% Mo 和 1wt%Ti（Gemmill 等，1956）的很耐蠕变的单相铁素体合金钢时，注意到了这一难点的实例。尽管这种钢表现出了接近奥氏体钢的相当高的蠕变强度，也表现出了很差的韧性，使其不可能制成产品外型例如管材。

11.4.2 钼钢

表 11-2 列出在发电或石化厂已用作热强钢的各种不同的铁素体合金钢。这些中的第一个 1/2wt% Mo 钢在 1935 和 1950 年间在英、德和美国的电站建设中得到了广泛的应用，主要用作锅炉过热器管和主蒸汽管道。自 1950 年以来它的使用已经减少，部分地由于较高温度和压力蒸汽条件的出现要求较高蠕变强度和部分地由于此钢成分在很低的应变下形成晶间裂纹的倾向，这就违犯了过去所设计部件的判据。在蠕变条件下不良韧性的特征，使此钢在应力集中下对裂纹的发生特别敏感。

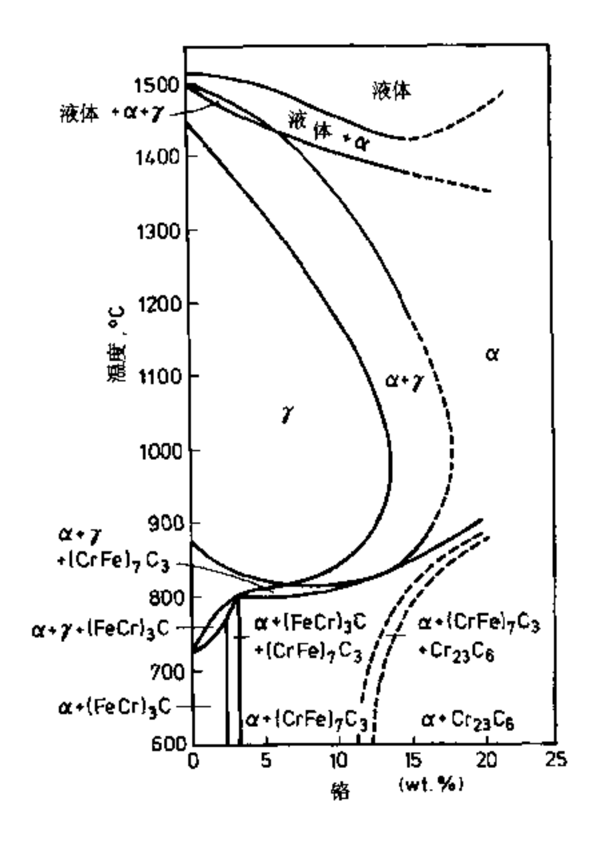


图 11-11 含 0.10wt% C 的 Fe—Cr—C 合金中铬含量对以温度为函数存在的相的影响

11.4.3 铬钼钢

这一组钢含有铬和钼两种合金元素，最常用的两种成分是 1wt% Cr—1/2wt% Mo 和 $2\frac{1}{4}$wt% Cr—1wt% Mo 钢。这些钢在石油化工和发电工业中都得到了广泛使用，主要是用作锅炉的再热器和过热器管。它们在炼油工业中的应用与其耐蚀性和抗蠕变性都有关，耐蚀性是由于钢的铬含量使其具有的。在要求更高耐蚀性的场合提高了铬含量，引起 5wt% Cr—Mo 和 9wt% Cr—Mo 钢的采用。

·p.504·

对 1wt% Cr—1/2wt% Mo 钢中碳化物析出的研究（Toft 和 Marsden，1963），表明了在原来热处理状态下有 Fe_3C 和 Mo_2C，而在 550℃ 温度下依次出现其他碳化物 Cr_7C_3 和 Mo_6C。另外在 $2\frac{1}{4}$wt% Cr—1wt% Mo 钢中，对碳化物形成的研究（Hale，1962）已经表明存在着各种各样的铬和钼的碳化物，然而对这些相的存在与钢的耐蠕变性之间还没有任何可论证的和确切的关系式，显然它们的形态结构以及以一种碳化物到另一种的就地转变，无论是对蠕变抗力和使用或试验温度下钢的塑韧性都起着重要的作用，对后者或

许更为关键。

表 11-2　铁素体合金钢

钢型号	标称化学成分（wt%）								原来的显微组织（或回火衍生的显微组织）	工业用途
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Nb	W		
低碳钼钢	0.1	0.5	0.2	-	0.5	-	-	-	铁素体-珠光体；贝氏体	发电厂（过热器管，管道）
0.1C Cr —Mo	0.1	0.5	0.2	1.0	0.5	-	-	-	同上	同上
0.3C Cr —Mo	0.3	0.5	0.2	1.2	0.6				贝氏体或马氏体	发电厂（螺栓）
$2\frac{1}{4}$Cr —1Mo	0.1	0.5	0.2	2.25	1.0	-	-	-	铁素体-珠光体或贝氏体	石化和发电厂（管子、管道、联管箱、涡轮铸件）
5Cr —Mo	0.1	0.5	0.5	5.0	0.5	-	-	-	铁素体-珠光体或贝氏体	石化厂（管子）
9Cr —1Mo	0.1	0.5	0.5	9.0	1.0	-	-	-	铁素体-珠光体或贝氏体	石化和发电厂（管子）
1/2Cr—$\frac{1}{2}$mo/4V	0.2	0.5	0.2	0.4	0.6	0. 25	-	-	铁素体-贝氏体	发电厂（道管涡轮铸件）
1Cr-1Mo-1/4V	0.2	0.5	0.2	1.0	1.0	0.25	-	-	同上	发电厂（涡轮转子和铸件）
1Cr-1Mo-3/4V	0.2	0.5	0.2	1.0	1.0	0.75	-	-	贝氏体或马氏体	发电厂（螺栓）
3Cr-1Mo-1/4V-W	0.25	0.3	0.4	3.0	0.5	0.25	-	0.5	同上	航空发动机，发电厂（螺栓阀）
9Cr-Mo-V-Nb	0.1	0.5	0.2	9.0	1.0	0.25	0.4	-	贝氏体	发电厂（联管箱，管道）
12Cr	0.1	0.5	0.3	12.0	-	-	-	-	铁素体-珠光体	发电厂（涡轮叶片）
12Cr-Mo	0.1	0.5	0.3	12.0	0.7	-	-	-	同上	同上
12Cr-Mo-V	0.2	0.5	0.3	12.0	0.5	0.2			马氏体	航空发动机，发电厂（叶片，转子，管子）
12Cr-Mo-V-W	0.2	0.5	0.3	12.0	0.5	0.2	-	0.5	马氏体	发电厂（涡轮转子）
12Cr-Mo-V-Nb	0.2	0.5	0.3	12.0	0.5	0.2	0.4	-	马氏体	航空发动机（涡轮轮盘，薄板）

·p.505·

在发电厂应用中了解碳化物类型和形态，比要求耐蚀性胜过蠕变强度的石化工业更有价值。9wt%Cr —1wt%Mo 钢在炼油和化学工业中已得到首要的采用，但是在较近时

期，含有其它合金元素如钒、钛和铌的变种钢，已成为在高达650℃下使用的有前途的热强钢。

11.4.4 铬钼钒钢

对动力工业很重要的更进一步的铁素体合金钢类别是一组铬钼钒成分。它们的用途从小元件例如螺栓到较大的部件例如蒸汽管道和涡轮转子不等。加入1/2wt%Mo和1/4wt%V到碳素钢，在1943年成为英国电站主蒸汽管道所用的基本成分。稍后在1950年美国采用了一种1wt%Cr，1wt%Mo，1/4wt%V钢作为高温涡轮转子材料（Christoffel，1958）。关于对蠕变强度和具体化学成分之间的关系的研究示于图11-12（Stone和Murray,1965）。它说明当钢的wt%V—wt%C比值为~4/1等同于碳化钒的化学计量成分时给出最好的蠕变性能。

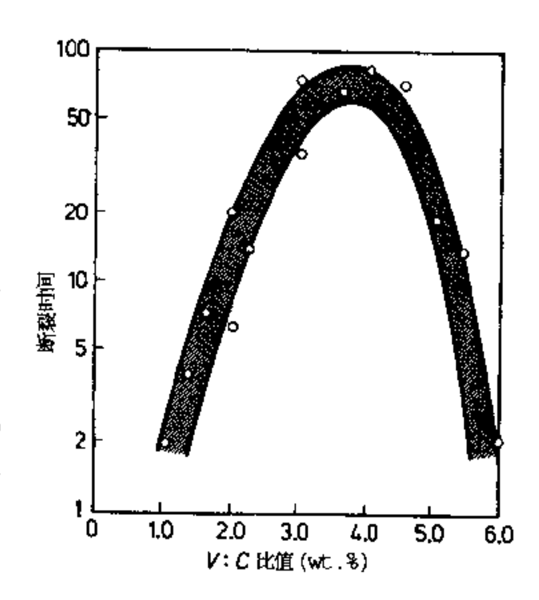


图11-12　V:C（wt%）比值对1wt%C，1wt%Mo-V钢在325MPa应力600℃下试验的断裂时间的影响，当V:C比值与析出碳化钒的化学计量比相同时蠕变强度最高

碳化钒VC是为提供蠕变强度析出的碳化物，在化学计量比下产生最高的蠕变强度的原因是，在该比值下碳化物的溶解度与温度的关系最大（Walsworth等，1976）。这意味着在化学计量下析出的VC体积分数最大，所以蠕变强度最高。

此项及其它研究已经证实碳化物的大小和弥散及其类型决定着高温强度。关于这些钢的其它工作（Glen，1957）已经表明，在铁素体中钒的扩散率比其它元素钼和钨等较慢。还发现当铬和钼含量都超过约1wt%时，碳化钒的稳定性便降低（Smith和Nutting，1957）。对此结果的一种说明是，最佳的蠕变抗力是通过由铬和钼固溶强化的铁素体在其中有细小弥散的碳化钒粒子所提供的。进一步增加这些其它合金元素的含量会限制碳化物的弥散强化效应，因而使钢的蠕变抗力降低。值得再强调一下：如果通过实现高水平的蠕变强度而伴随以塑性过分的降低，即不足以适应局部应变的塑性是得不到好处的。这一点对热强钢的制作特别相关并将在本章稍后11.6节中加以讨论。

·p.506·

11.4.5 以9wt%—12wt%Cr为基的合金钢

最后要讨论的铁素体合金钢类型是，含有9wt%和12wt%之间的铬及其它合金元素的钢。为了能满足600℃蒸汽温度下的更高蒸汽温度和压力条件所需要的铁素体钢，80年代期间研制了一种9wt%Cr—Mo—V—Nb钢，并已表明这种钢比约在580℃以下应用的Cr—Mo—V成分具有普遍较高的断裂塑性。

现已证明含有12wt%Cr及加入钼、钒、铌、钨和钛的合金钢在工业上的应用很广

泛，正在用于飞机发动机中作喷气式发动机的薄板材料、汽轮机中作叶片以及间或用作转子。如前所述，11wt%和12wt%间的铬是适合于可完全转变的显微组织的最高限度。在1050℃下奥氏体化的含有0.1wt%C和12wt%Cr钢，正好是全奥氏体的并在300—125℃内得到马氏体转变。为了确保最佳的高温性能，必须使奥氏体和铁素体组织保持准确的平衡，并且不使马氏体转变温度范围降低以致发生不完全的转变。表11-3示出各种不同的合金元素中哪种稳定奥氏体或铁素体组织，与高温强度最相关的元素，像在低合金铁素体钢中那样也是钼、铌、钛和钒。将这些12wt%Cr钢的全马氏体显微组织加以回火，产生种类繁多的富铬碳化物以及上述合金元素的碳化物。这些合金化的12wt%Cr钢包罗高达约600℃的应用温度，不同于温度高达约550℃的低合金铁素体钢，抗拉强度与蠕变强度特性之间具有直接对应关系。

表11-3 稳定铁素体或奥氏体的元素

铁素体稳定化元素	奥氏体稳定化元素
Al	C
Si	N
Ti	Mn
V	Co
Cr	Ni
Nb	Cu
Mo	
W	

与低合金Cr—Mo—V钢相比，应当注意12wt%Cr合金钢随温度的提高蠕变强度降低得较快，这是由于12wt%Cr钢具有较高的抗拉强度。如所周知，随着起始强度的提高，蠕变强度随温度的提高较快地降低，因为较高的起始强度材料的显微组织变化较快。于是较快的显微组织退化，必然跟着发生蠕变强度较快的降低。尽管如此，12wt%Cr钢与Cr—Mo—V钢相比在温度高达~550℃下仍表现出较高的强度。

·p.507·

在这一节中简要考察的各种钢，因其合金组成相当错综复杂已经被归为一类，但没有一个达到奥氏体不锈钢的高温强度水平，这反映出与铁的面心立方结构相对立的体心立方结构本质上较差的蠕变强度。

11.5 奥氏体钢

列入表11-4中的三种适当确定的奥氏体钢，即AISI316、321和347，很快地被沿用作高温用途。其中两种，AISI321和347原为德国克鲁普（Krupp）于1929年研制，作为加入钛或加入铌稳定化的钢，以防止碳化铬$Cr_{23}C_6$析出后晶界处铬的贫化所导致的晶间腐蚀，相继作为耐蚀钢和耐热钢在石油工业中得到广泛使用。第三个广泛使用的钢号316原来是为耐蚀性而研制的，特别是在酸溶液中。前两种钢中或钛或铌的碳化物的形成，已显示出使钢具有值得注意的耐蠕变性能。这已被证明部分地与这些碳化物析出物在位错上形核及长大有关（Kivkby和Truman，1958）。可惜位错上的析出可能与导致早期损坏的一些实例有关，对此本章稍后将加以讨论。18wt%Cr，12wt%Ni，2.5wt%Mo钢没有表现出这些低塑性特征到完全相同程度，因此在较新建的发电厂中趋向于取代其它两种钢。所有这三种钢都含有$M_{23}C_6$型碳化物，金属含量M包括铁、铬、及其它元素如钼。为增进这些简单的奥氏体钢的蠕变强度已经做了许多试验，目的在于，使其对喷气式发动机的涡轮盘或发电厂中的过热器管和高温转子成为引起注意的命题，后者正在设

计用于600—700℃范围内运行。表 11-5 列出显示出蠕变强度较高的几种奥氏钢实例，数据取自主要在英、德和美国进行的研制工作。如表 11-5 所示，这些强度较高的

表 11-4 标准奥氏体热强钢

钢型号	标称化学成分（wt%）								工业应用
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	
AISI 310	0.1	1.5	1.0	25.0	20.0	-	-	-	发电厂两层双金属挤压管外面层
AISI 316	0.05	1.0	1.0	18.0	12.0	2.5	-	-	发电厂（管子、管道，联管箱）
AISI 321	0.07	1.0	1.0	18.0	10.0	-	0.4	-	发电厂（管子、管道）
AISI 347	0.05	1.0	1.0	18.0	12.0	-	-	0.8	发电厂（管子、管道、联管箱）

·p.508·

表 11-5 一些强度较高的奥氏体热强钢

钢型号	标称化学成分（wt%）								工业用途
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	
Esshete 1250	0.1	6.0	0.5	15.0	10.0	1.0	-	1.0	发电厂（管子、管道）
20Cr—Ni—Nb	0.05	1.0	1.0	20.0	25.0	-	-	（+硼）0.7	发电厂（AGR 释热元件包层）
15Cr—Ni—Ti (Tinidur)	0.1	0.5	0.5	15.0	30.0	-	1.8	-	航空发动机
A286	0.05	1.0	1.0	15.0	26.0	1.2	1.9	-	航空发动机
G18B	0.4	1.0	1.0	13.0	13.0	2.0	-	3.0	航空发动机
				(+10.0Co)	(+2.5W)				

新钢种，已经对铁铬镍基的简单奥氏体钢使用了包括钛、铌、钼、钨和钴各组各样组合的合金元素。这些合金正常地以奥氏体为基体从中析出碳化物、或碳化物和金属间化合物，但无疑一部分高温强度是通过间隙或置换固溶强化的。由于化学成分的复杂性和在这些钢中，与相鉴别有关的不易，使其很难对其抗蠕变性起作用的因素，做出除了定性解释以外的说明。开发这种钢的动机起因于航空发动机的需要，主要是为喷气式发动机燃烧室的涡轮盘，随后，如前面所述，由于较近期对更高温度蒸汽动力厂的关注。原子尺寸小的元素硼和氮无疑具有控制这些热强钢强度和塑性的作用。硼的加入如果仔细控制时偏聚于晶界，因而改变晶界能量并倾向于减轻晶间断裂形核及扩展。另外通过溶解于析出相内，或通过偏聚于析出物-基体界面，使析出物-基体错排和析出物形态可以得到改善（Goldhoff 和 Spretnak，1957）。另一种对实现均匀性的探讨，实际上使整个材料的力学性能得到改善的方法是，在析出正在发生的温度下使合金变形，这种方法是众所周知的温加工并且已经用于航空发动机涡轮盘的生产（Stafford 和 Baily，1963）。这一工

艺的效应是提高位错密度从而使析出在更多格位上以细小弥散方式发生（图 11-13）

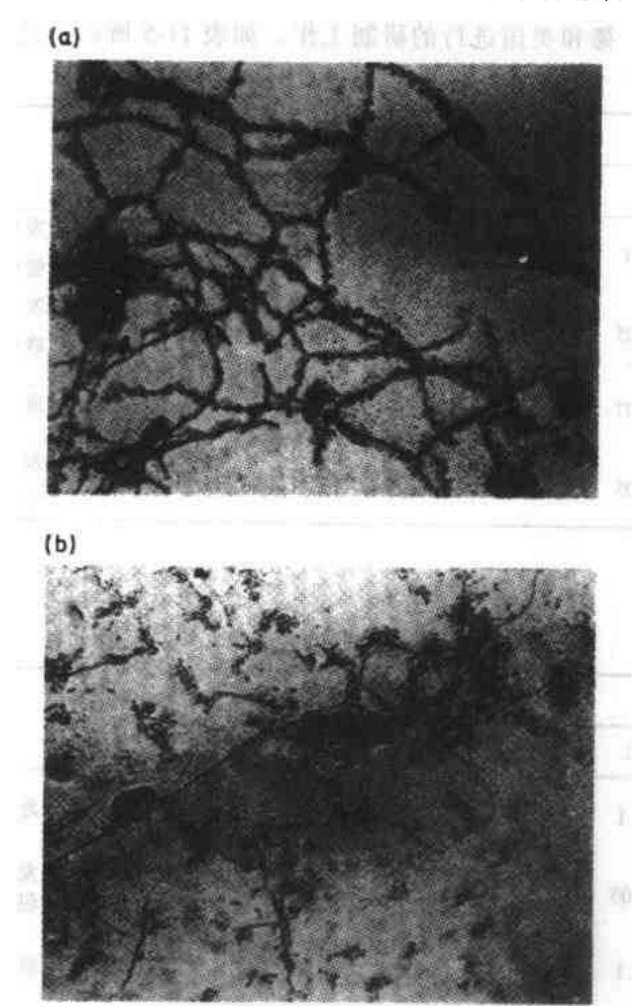


图 11-13 温加工对含有 0.4wt%C，13wt%Ni，13wt%Cr，2wt%Mo，2.5wt%W，3wt%Nb，10wt%Co 的一种复杂含铌奥氏体热强钢中 NbC 析出物分布的影响 (a) 在 1300℃下固溶处理、空冷的：700℃下时效 20h（×85000）。(b) 在 1300℃下固溶处理、空冷的：700℃下温加工的（×85000）。萃取复型透射电子显微镜照片

（Nutting 和 Arrowsmith，1963）。通过比较已在 700℃下时效 20h 和在 700℃下温加工的试片说明了这一效应。美国的高温奥氏体钢 A286 是从先前德国的蒂尼杜尔耐热合金（Tinidur）进化而来，两种合金钢的蠕变强度都有赖于钛或钛/铝化合物，例如 γ'-$Ni_3(AlTi)$ 相（见第 14 章）。此相与面心立方奥氏体基体结晶学的相似性是高温强度的一个原因，低的 γ'基体错排抑制 γ'相的长大。此类型合金系的一个问题是其共晶体的形成（例如 Fe-Fe_2Ti）以及其它各种不同的金属间化合物。这会导致大钢块内的偏析，从而难以从适合于航空发动机涡轮盘的常用钢锭，扩展应用到蒸汽动力厂高温汽轮机转子生产所要求的大得多的钢锭。现代炼钢技术会实质上有助于克服主要的枝晶间的偏析问题，见第 3 章。

·p.509·

参照表 11-5，有两种钢已分别获得在英国燃煤的和核电站使用，前者，Esshete 1250

(Pickering，1968)，已用作设计在593℃下运行的主蒸汽管道并且也已用作过热器管。后者，20wt%Cr，25wt%Ni，0.7wt%Nb钢（Hardy等，1963）是特别为英国设计的先进气冷核反应堆（AGR）中的释热元件包层材料而研制的。在此应用中必须承受辐照不致对力学性能造成过分损害，尤其是耐脆性。

所有热强钢的基本问题是保证强度水平与特定工程用途的使用期限相适应。当比较短的期限（例如 < 10 000h）可以通过实验室试验加以对照和模拟时当然没有困难。然而现在从航空发动机所预期和电站注定的延长的期限使其必须进行更长时的试验，也许长达100000h，或根据形变理论对所用的外推方法增加信心。如本章11.2节所试图指出，在能达到这一目标之前，还有许多工作要做。

·p.510·

大约从1965年以来也许除了用钼、钨、钒和钴合金化的高氮12wt%Cr钢想用作高温转子（Fugita，1965）以外，新的更抗蠕变钢几乎没有重要的发展。这与其说是由于缺乏创新思想，毋宁说是由于可信的和切实可行的选择方案早已经探索过这一事实。或许认为高纯度的应用是一种新发展，但这已应用于现有钢成分。虽然，为扩展及确定既定的钢的根本理解还有许多要做的事，尤其是关于剩余寿命预计，见11.10节。

11.6 制作效应

11.6.1 总论

钢的力学性能总是在控制的实验室条件下，在小试片上试验测定的，对此热强钢也不例外。但是，由于钢是在性能必然随时间而变化的条件下使用，因此必须把制造技术对这样性能的影响考虑进去，制作包括形变工艺例如锻造、弯曲和连接工艺，后者由焊接支配，在两种情况下预期都会有改变钢蠕变特性的冶金影响。

11.6.2 热加工和热处理的影响

部件可以通过锻造、挤压和轧制工艺制作，这些工艺都使金属原来的铸造组织破除通常产生均匀的冶金组织，对于薄截面部件如薄板和管材来说肯定是这种情况，但在大截面部件情况下例如涡轮转子就可能不是这种情况。另外，热加工后在热处理中所达到的冷却速率，也不可避免地在铁素体钢中产生不同的转变产物，和在奥氏体钢中发生与相偏析有关的问题。作为直接的后果是抗蠕变性能有相应变化的可能性，例如在转子的边缘和中心孔之间。这样的性能必须在高温设计计算中加以酌情处理。随着涡轮发电机尺寸继续增大这后一点就越发重要，因为施加于转子的应力随其尺寸而提高。本章下面一节将依据蠕变性能，考察已经适合于尽可能实现整个转子显著均匀的铸造方法细节。

11.6.3 焊接的影响

无论在石化厂还是发电厂建设中，焊接都是最普通的制作和连接的方法。例如有超过20 000工厂和一座现代烧煤的2 000MW电站建设中13 000处是用对头焊接做成的。这些焊接很大部分是在热强钢之间进行的，确保焊接件的力学性能适宜于设计基于母材的切合实际的共同性显然是重要的。所有焊接方法共有的主要特性是，它们在母材的冶

金显微组织和力学性能中所引起的不连续性（见第16章）。邻接焊接熔池的金属被加热到取决于离开熔界距离的温度。熔化和凝固在焊接中迅速发生，并且由于金属的高导热率热影响区只扩展很小距离，通常是几个毫米。

·p.511·

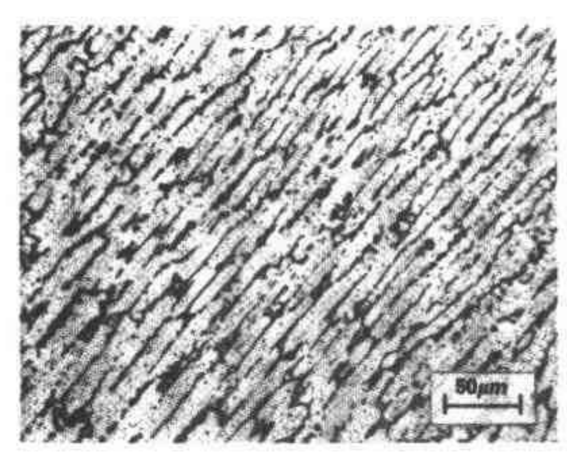


图 11-14 一种奥氏体钢中焊缝金属的显微组织，示出粗柱状晶粒和枝晶间的δ铁素体

在加热时转变成奥氏体的铁素体钢中，在焊接循环加热作用中变成奥氏体的所有区域，取决于钢的合金含量和淬硬性冷却时转变为一系列的显微组织，可以是马氏体的、贝氏体的和铁素体的。在没有固态转变的奥氏体钢中，焊缝金属的特征是粗的柱状晶粒固化组织，在一定程度上会含有枝晶间δ铁素体，图 11-14。δ铁素体的产生是由于许多奥氏体钢起始凝固形成δ铁素体然后经历包晶反应产生奥氏体。另一方面，δ铁素体也可以在较高温度下形成扩展到热影响区中。除了在材料的很小体积上产生一系列的冶金显微组织外，焊接的作用还引起高度的残余应力，在蠕变发生的条件下，有时起着主要应力的作用。这些应力取决于部件的几何形状和焊接条件，但会接近钢的室温屈服应力值。在奥氏体钢情况下，这些残余应力可以通过焊接中引入的局部应变而增大，并且总的应力可以大于母材金属屈服应力值。

评定焊接件局部热影响区的蠕变特性有许多实验上的困难，而这样的蠕变特性可以对高温损坏机制起重要的作用，这将在以后讨论。所以不应把热强钢的可焊性概念简单地依据制作无缺陷部件的效率，而应参照焊接方法、焊接几何形状与钢的物理冶金互相联系的效应加以考虑以及这些效应将如何影响蠕变性能。这些焊接接头的性能因此是受焊接过程的热机械经历、在焊接过程中扩展的应变及其对要通过焊接制作的部件的固态特性的影响所支配的。

11.7 部件的断裂机制

取得热强钢中会发生损坏的方式的详细了解显然是重要的。这是冶金学家和工程师都必须尽可能紧密结合的学识领域。

·p.512·

钢有时可能呈现出相当低的塑性，但必须不低于使用中通过运行所施加的应变，不论是航空燃气轮机内的涡轮叶片、炼油厂内的锅炉管还是发电站中的蒸汽导管。如果钢示出太低的塑性，在达到确立于设计中的应变极限以前，就可能发生具有潜在灾难性后果的不到期的断裂。

11.7.1 晶间断裂

部件中晶间断裂的主要原因与钢对晶间断裂的敏感性有关，并且铁素体钢比奥氏体

钢较易于发生。概括地说，晶间开裂可以通过各种不同的冶金因素，例如不纯物元素在晶界上的高浓度或由于制作或热处理问题产生不利的显微组织加以说明。还可能有对晶间开裂产生影响的工程细节，例如在部件以内由于不良的设计或意外的或未知的温度梯度所引起的应力集中，这些因素会结合起来在<1%的低总应变下沿晶界引起断裂。晶界显微裂纹可以在使用温度下扩展发生缺陷，如果缺陷大于临界尺寸，会随后发生低温脆性断裂。铁素体/铁素体晶界或铁素体/珠光体界面间界在蠕变发生的温度下是很耐减聚力的，但是低合金钢常含有的贝氏体显微组织，可能呈现出沿原奥氏体晶界的晶间损坏特征。脆化的发生常是由于原奥氏体晶界处大约 1—2μm 宽的软弱区的发展，见图 11-5（Middleton，1988）。在一定温度下，例如有些低合金铁素体钢在 500—550℃下，几乎所有变形都发生于晶界中，然后在晶界区内通过孔穴形核、长大及聚合会发生破裂。虽然这在总的单轴应变低到 0.1%就会引起破裂，而实际上是在软弱的晶界区内塑性损坏的一个例证。另一方面，如果晶面是由于杂质元素的偏析例如砷或锡所弱化时，那么断裂才通过沿晶界的裂纹扩展以完全易脆的方式出现。有时可以观察到起始于空隙然后发展为脆裂扩展的混合断裂方式。因此，可以通过对杂质元素含量的严格控制，使高温脆断倾向减少到最低限度。这种做法已经被采用于用作航空发动机的轮盘和用作汽轮机螺栓的 Cr—Mo—V 钢（Strang 和 Holdsworth，1990）。

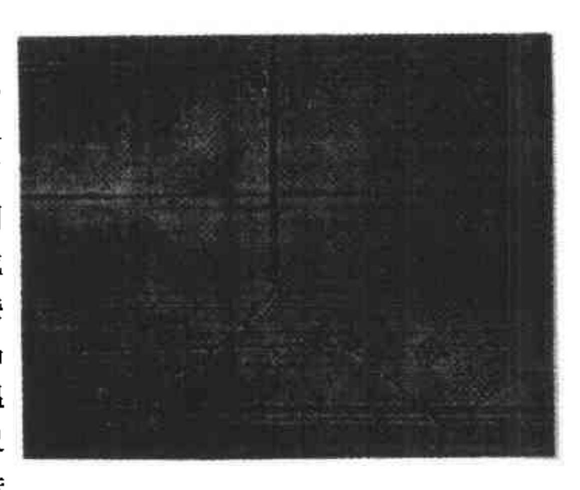


图 11-15 示出在蠕变试验的试片中弱化的原奥氏体晶界和发生孔穴的显微照片（光学显微照片）（×500）

·p.513·

另一减小可转变钢中高温晶间断裂倾向的方法是使晶粒度减小，通常是通过降低奥氏体化温度。贝氏体显微组织的蠕变塑性还可以通过加入铬到钢中得到提高。图 11-16（Middleton，1988）示出随铬含量的提高晶界区剪应变和空隙渐进的排除。正是因为这一原因使 9wt%Cr—Mo—V 和 12wt%Cr—Mo—V 钢表现出了引起注意的蠕变强度和蠕变塑性的结合。

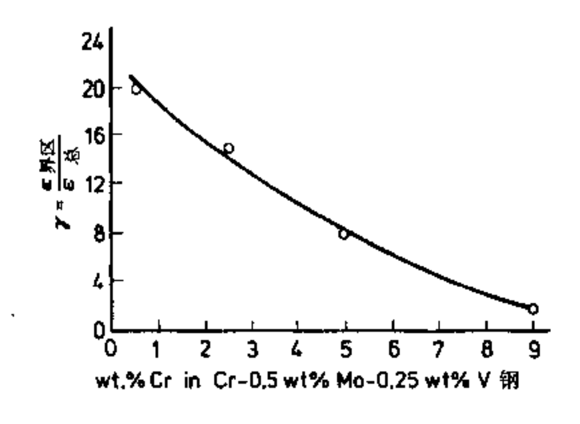


图 11-16 示出加入到 0.1wt% C，0.5wt% Mo，0.25wt% V 钢中的铬含量在蠕变变形中对晶界剪应变的影响。注意提高的铬含量使晶界区剪应变所占发生的总蠕变剪应变比率减少

虽然奥氏体钢在低应变程度下，在通常为利用其热强性的 550—700℃范围内晶间开裂倾向小得多，如稍后所讨论，有越来越多的迹象在较低的 450—530℃下这种特性对焊接件来说可以发生，稍后将加以讨论。

必须指出在大多数热强钢中，特别是在蠕变试验中，为取得蠕变断裂性能所预期的

晶间断裂和此种形式的断裂在低应力、低应变率和延长的时间下最为普遍。以上的讨论与其说是论及蠕变试验，不如说是在总应变程度远低于蠕变试验中所显示的程度下，会导致过早损坏的晶间断裂特性。

11.7.2 焊接件开裂

有许多关于在焊接工艺的不同阶段下，会促进缺陷形成的蠕变机制，见第 16 章。在凝固期间，晶粒在熔化边界形核并向熔池中心生长。当此进行时，其余液体通过熔质排出过程而富含杂质，然后杂质元素便富集于最后凝固的液体中，使其凝固点低于整体成分。如果在液膜存在期间，焊缝承受拉伸应变就可能发生凝固开裂。这种开裂在铁素体和奥氏体钢中都会发生，但在后者中较为普遍，这可以容易地通过引进高达 8%δ 铁素体加以克服。铁素体具有较高的硫磷溶解度，并且还通过增加晶界和焊接接头内的晶面区，减弱这些杂质的影响。

·p.514·

当焊接完成时，冷却到环境温度，可以给焊接件引进可能接近于钢屈服点的高度残余应力。残余应力起因于温度降低时发生的热收缩。降低这些应力常用的方法是，在屈服应力得到足够降低的一定温度范围内，加以焊后热处理，通过塑性变形使残余应力得到消除。在此过程中，施加于焊接件的应变必然因此表现出足以防止开裂的韧性。在低碳钢中极少可能出现这种消除应力开裂，但在专为高温下承受塑性变形所设计的热强钢中，这种危险就大得多。因此在消除应力过程中，消除应力与促进裂纹倾向之间存在着竞争。消除应力开裂的损坏机制，尤其通过热强钢显示并已造成了一些问题，特别是在发电厂用途中（Harris 和 Lee，1962）。铁素体 Cr—Mo—V 低合金钢已经成为这一难点的显著实例，这在一定程度上是，由于这些钢在汽轮机和管道布置中广泛应用的结果。此钢的焊缝通常是用 $2\frac{1}{4}$ wt% Cr—Mo 焊接金属做成的，并在实践中已经观察到两种形式的消除应力开裂。第一种是局限于焊接热影响区粗晶区域的环形开裂，第二种形式的特征是垂直于焊接方向的横向焊缝金属裂缝并偶尔延伸于热影响区中。图 11-17 和图 11-18 用图说明这两种情况。在焊缝熔化边缘处的转变产物是，倾向于不良蠕变塑性的粗晶贝氏体，于是开裂会在消除应力过程中通过原奥氏体晶界处的蠕变空隙而发生。为使其减少到最低限度的方法是在焊接过程中，例如通过减少热输入以限制晶粒长大。

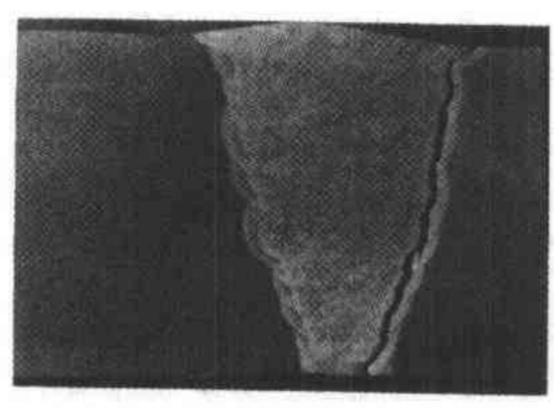


图 11-17 一种 Cr—Mo—V 钢的焊接件中热影响区的粗晶区域内的周围开裂（×5）

·p.515·

横向焊缝金属开裂通常与多道焊接中粗大的凝固组织有关。这会促进空穴现象并通过随后焊接道次，必定在尚未重新奥氏体化及转变的区域内那些边界上发生的脆性晶界断裂。

消除应力开裂是焊接件内残余应力水平的一个函数，因而在厚截面部件中较为严重。另一个因素是可以引进应力集中的焊件几何形状。经验已经表明，含杂质元素少的母材金属、严密控制焊接过程和避免应力集中相结合，可以提供避免此种形式开裂的基础。

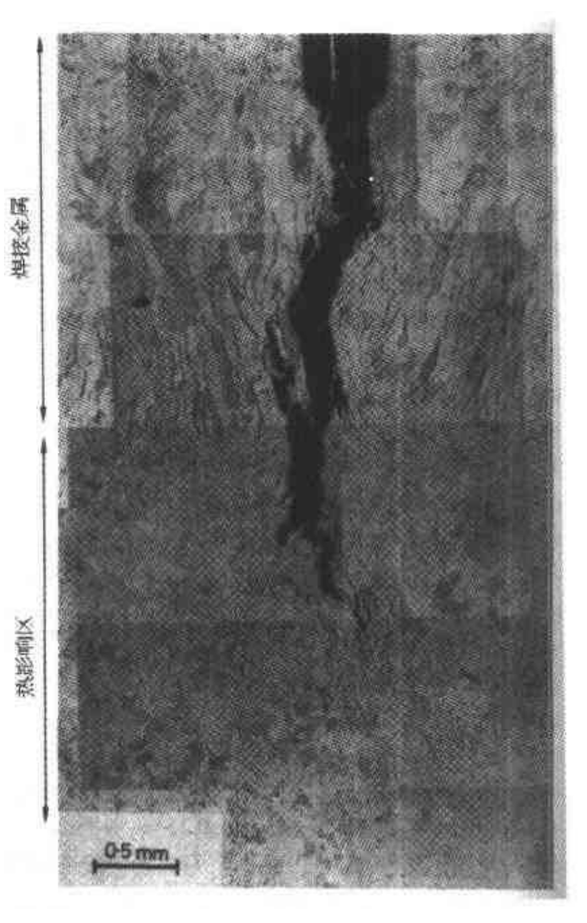


图 11-18 一种 Cr—Mo—V 钢的焊接件中垂直于焊接方向的横向裂缝（光学显微照片）

消除应力开裂也已出现在为利用其蠕变强度的 18wt%，12wt% Ni，0.8wt% Nb 的奥氏体钢中（Younger 和 Baker，1960）。加入铌，原先是为了通过优先于 $Cr_{23}C_6$ 型碳化物形成 NbC，以防止焊接侵蚀，可惜由于在焊接中施加的约束所发生的位错网络上 NbC 的形成，导致了基体晶粒强化和在 800—850℃温度范围内，消除应力时晶界处的相对弱化，致使这些区域中接着发生开裂。在 1050℃下固溶处理使 NbC 析出物溶解从而避免此问题。可以预料用钛稳定化的奥氏体钢（AISI321 型）也会发生类似的困难，TiC 具有与 AISI347 型奥氏体钢中 NbC 相同的效应。在 18wt% Cr，12wt% Ni，2.5wt% Mo（AISI316 型）钢中由于没有 NiC 或 TiC 析出物不大可能出现，因此在消除应力温度下没有强烈的碳化物-位错相互作用。

新近，因为对这些钢以及其它类似的奥氏体钢已经建立起来的更长的运行经验，已经有了一些约在 450—530℃范围内，即远低于这些钢由于蠕变会示出任何明显变形的温度下，发生焊接热影响区和焊缝金属开裂的报道，这种开裂可以视为材料中应力松弛与应变量之间的竞争之类的问题部分，在此情况下将通过例如空穴形成或晶界处的显微破裂过程开始消除应力。约在 500℃下，这些奥氏体钢将逐渐产生析出物，预期在极少或不可能减小一些区域例如厚截面焊缝中局部的高度残余应力情况下，这些析出物会逐渐降低钢的断裂塑性。对此问题的补救方法是，在起始装配中在可以保证使析出相完全固溶的温度下加以固溶处理。

·p.516·

在热强钢中所做成的焊接接头的使用性能，或许是对于确保其长期完整性尚待解决的重要技术问题。如早已指出，常用的消除应力热处理，不能看作是对其长期开裂特性的完满答案，而且由于实际的原因，要使焊接的区域经受给予原来母材的热处理并不总是可能的。由于存在于焊件中的冶金状态在局部上是多变的，必须预料到焊缝及热影响区的每区中同样多变的蠕变性能。这就使其很难从通常的力学试验预计焊接件的性能，而试验实在部件几何条件的可供选择的方法从经济上来说，只有在相对极少情况下才被

认为是合算的。

11.8 蠕变和疲劳的相互作用

由热强钢制做的某些部件经受的运行条件最好称为蠕变和疲劳结合的工况，这可以通过考察会发生间歇操作周期的汽轮机蒸汽室加以图解说明。材料承受周期应力，但在周期之间应力仍在施加，在发生蠕变使应力松弛中可以有一保持或保压时间。图 11-19（Middleton，1988）中示出在 550℃下试验的一种 Cr—Mo—V 钢在运行温度下应变范围和保持时间的影响。当应变范围从 4% 减小到 0.2% 时，持久性从～100 约增加到 100 000 周期，但是如果引入 0.5h 和 16h 保持（保压）期间，在低应变范围下，连续循环中所得到的持久性便降低到 10%或比此值更低。随温度的提高由于蠕变效应更明显这种影响也更趋明显。

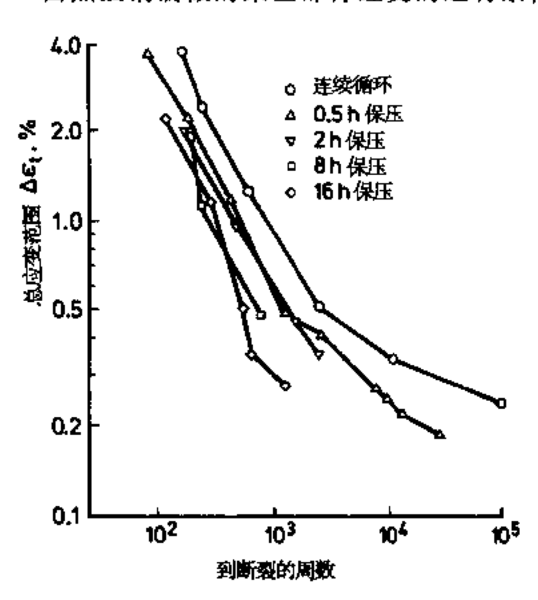


图 11-19 在连续循环中应变范围对反向弯曲周期发生的疲劳持久性的影响，以及在 550℃下试验的一种 Cr—Mo—V 钢不同保压时间的影响

温度、应变范围和保压期间的效应与裂纹长大机制有关。在连续循环或短的抗拉保压期间试验中高应变范围和较低温度下，从反向弯曲试验的表面扩展的裂纹，倾向于穿晶的和宏观光面的，显示出低温-高应变疲劳裂纹的所有特征，在较低应变范围和较高温度下，开裂形式变成较多晶间的并随保压期间的增长晶间裂纹前沿以前是，与蠕变裂纹前端特性形状类似的一般晶间蠕变损耗。在可以代表一些实际涡轮工况及其导致的应变范围的 16—100h 保压期间下，铁素体低合金钢的断裂一般以晶间开裂出现，钢的耐蠕变-疲劳性能通常与蠕变条件下的塑性有直接关系。

·p.517·

蠕变和疲劳并联的作用在用于描述通过蠕变-疲劳损耗累积的使用期限分数律中判明（Robinson，1952）$\sum(N/N_f)+\sum(t/t_r)=1$，式中 N 是施加的疲劳周数，N_f 是在单纯疲劳条件下到断裂的周数，t 是在其间会发生蠕变的总保压时间和 t_r 是在单纯蠕变条件下的蠕变断裂时间。

从 0.5h 保压时间试验所得结果可以用于确定疲劳损耗组分（在最初 5min 内发生 50%应力松弛），而蠕变损耗组分则由保压期间应力下的时间所确定。关于利用这些数据的情况将在部件剩余使用期限评定的讨论中加以考察，在高温下的蠕变-疲劳相互作用在技术上来说很复杂，需要与特定使用条件有关的试验。为说明蠕变-疲劳相互作用所引用的实例是从动力工业得出的，但是石化厂承受的运行特性形成可能更加不同的蠕变-疲劳工况，对航空发动机来说这同样是基本确切的。

11.9 工程应用

如本章较前所指出，高温钢的工业用途主要限定于航空和航天、石油化工厂和陆上发电厂。

在飞机燃气轮机发动机中，当前热强钢的使用基本上限定12wt%Cr钢用作薄板和涡轮盘。表12-2列出了一些这类钢的成分。英国的（G18B）和来源于美国的（A286）的两种铁基奥氏体钢分别列于表11-5中。这些钢用作早期燃气轮机中的涡轮盘材料，但是现在已经被12wt%Cr钢所取代。近年来的主要重点已经不是更多地探索热强钢新的化学成分，而是想要实现证据确凿的钢中性能的可靠性和一致性，对此已借助于更加精致的炼钢技术，例如真空熔炼使不合乎需要的杂质元素得到了严格控制，见第3章。

在石化工业中所用的热强钢化学成分列于表11-6中。这些钢分为两个类别，即一系列的铬含量高达9wt%的铬钼钢和一组奥氏体钢。对特定钢的选择主要由炼油厂的腐蚀环境所支配，大多数钢用作管材，耐蠕变性是重要的但并非总是选材的首要性能参数。

迄今热强钢的最普遍的应用或许是地面基地的发电厂，在这种场合下，利用较高蒸汽温度的能力直接关系到运行中机组的较高热效率，从而获取更大的经济效益，此外通过加大发电厂的规模还可以得到进一步的经济效益，有代表性的是过去40年中机组功率从30MW到800MW。后一方面已经需要必须保证大截面尺寸的材料性能，特别是在高温涡轮机转子方面，并且这已经在设计和热强钢的研制方面提出了引起竞争性兴趣的问题，表11-7和11-8分别给出用于地面基地的蒸汽气化锅炉和汽轮机的热强钢。

表11-6 石化工业用的热强钢

钢型号	标称化学成分（wt%）								用途
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	
1/2Mo	0.1	0.5	0.3	-	-	0.5	-	-	脱硫器管材
1Cr-Mo	0.1	0.5	0.3	1.0	-	0.5	-	-	同上
$2\frac{1}{4}$Cr—1Mo	0.1	0.5	0.3	2.25	-	1.0	-	-	耐蠕变及耐蚀的管材
5Cr—Mo	0.1	0.5	0.7	5.0	-	1.0	-	-	耐硫侵蚀的管材
9Cr-1Mo	0.1	0.5	0.7	9.0	-	1.0	-	-	耐硫侵蚀的管材
AISI 304	0.1	1.5	1.0	18.0	8.0	-	-	-	耐 H_2S 和 S 侵蚀的管材
AISI 310	0.1	1.5	1.0	25.0	20.0	-	-	-	耐蠕变和腐蚀
AISI 316	0.05	1.0	1.0	18.0	12.0	2.5	-	-	
AISI 321	0.07	1.0	1.0	18.0	10.0	-	-	0.4	有碳化物稳定性要求的耐蠕变和腐蚀
AISI 347	0.05	1.0	1.0	18.0	12.0	-	0.8	-	

表 11-7　地面基地蒸汽气化锅炉用的热强钢

钢型号	标称化学成分(wt%)								使用温度℃	应用
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	V	其它		
碳-锰	0.15	1.0	0.5	-	-	-	-	-	450	再热器管
	0.20	1.2	0.5	-	-	-	-	-	450	联管箱
1/2Mo	0.10	0.5	0.2	-	0.5	-	-	-	500	管子,联管箱,管道
1Cr—Mo	0.10	0.5	0.2	1.0	0.5	-	-	-	550	同上
$2\frac{1}{4}$Cr—1Mo	0.10	0.5	0.2	2.25	1.0	-	-	-	580	管子;联管箱;管道;阀
1/2Cr—1/2Mo—1/4V	0.10	0.5	0.2	0.4	0.6	-	0.25	-	580	联管箱,管道,阀
9Cr—1Mo	0.10	0.5	0.5	9.0	1.0	-	-	-	550	再热器和过热器管材
AISI 310	0.10	1.5	1.0	25.0	-	20.0	-	-	650	两层双金属挤压管外表面
AISI 316	0.05	1.0	1.0	18.0	2.5	12.0	-	-	650	管子,联管箱,管道
AISI 321	0.07	1.0	1.0	18.0	-	10.0	-	0.4Ti	650	管子,管道
AISI 347	0.05	1.0	1.0	18.0	-	12.0	-	0.8Nb	650	管子,联管箱,管道
Esshete 1250	0.10	6.0	0.5	15.0	1.0	10.0	0.25	1Nb+硼	650	管子,管道

·p.519·

表 11-8　汽轮机用的热强钢

钢型号	标称化学成分 (wt%)								使用温度(℃)	应用
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	V	其它		
1/2Cr—1/2Mo—1/4V	0.1	0.5	0.2	0.4	0.6	-	0.25	-	580	蒸汽阀，阀门室，涡轮铸件
1Cr—1Mo—1/4V	0.2	0.5	0.2	1.0	1.0	-	0.25	-	580	涡轮转子，铸件
$2\frac{1}{4}$Cr—1Mo	0.1	0.5	0.2	2.25	1.0	-	-	-	580	蒸汽阀，阀门室，涡轮铸件
1Cr—1/2Mo	0.3	0.5	0.2	1.2	0.6	-	-	-	480	螺栓
1Cr—3/4Mo—1/2V	0.4	0.5	0.2	1.0	0.8	-	0.25	-	510	螺栓
1Cr—1Mo—V—Ti—B	0.2	0.5	0.2	1.0	1.0	-	0.7	0.1Ti	565	螺栓
12Cr—Mo	0.1	0.5	0.3	12.0	0.7	-	-	-	480	装置叶片
12Cr—Mo—V	0.2	0.5	0.3	12.0	0.5	-	0.25	-	565	装置叶片
AISI 316	0.05	1.0	1.0	18.0	2.5	12.0	-	-	650	蒸汽室
AISI 347	0.05	1.0	1.0	18.0	-	12.0	-	0.8Nb	650	蒸汽室

锅炉是作为过热器和联管箱的钢管和厚壁钢筒制成的装置。图 11-20 示出一现代 660MW 燃煤的锅炉。汽轮机的工艺发展总是与现有热强钢的充分利用相联系。高压及中压转子、涡轮铸件和阀门、叶片和螺栓都在蠕变支配的设计参数场合的温度范围内运

作。图 20-21 示出一台 660MW（66×10^4kW）发电机组的汽轮机高压转子。

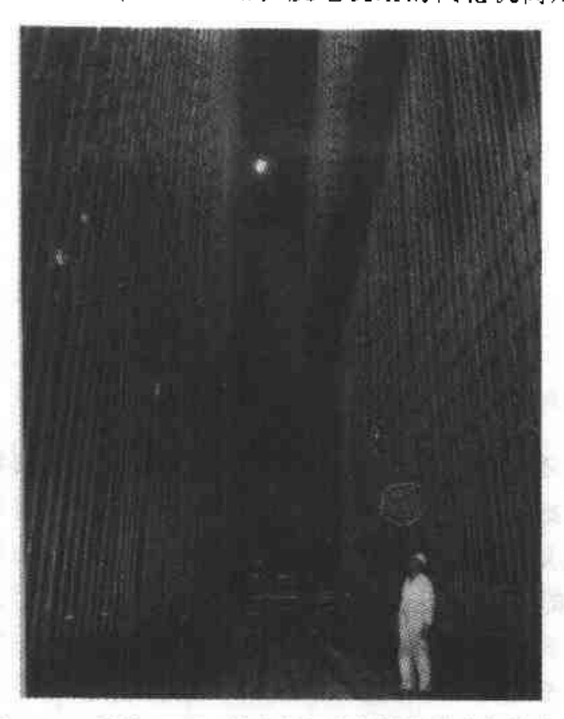


图 11-20　现代 660MW 发电机组的燃煤锅炉中钢管布置



图 11-21　现代 660MW 发电机组的汽轮机的高压转子

为喷气式飞机所研制的燃气轮机已经作为地面基地发电厂使用了不少年，主要是为了应付电网中高峰发电量的需要，因为这样的发电厂须使用轻质馏出燃料，从而使其没有成为燃煤或燃油发电厂经济的替代装置。虽然，由于在个别国家中为取得大量天然气供应现在已成为可能，热效率约为 50% 的两用循环燃气轮机电站正在研制中（Gemmill, 1990）。从燃气轮机排出的热气体被用于气化-锅炉中的蒸汽，蒸汽依次驱动-汽轮机，使其输出功率与燃气轮机的功率相结合。如前所述，现今在这些燃气轮机中得到应用的只有 12wt%Cr 钢，主要用作压气机装置叶片或薄板材料。

·p.520·

11.10 剩余使用期限评定

或许热强钢应用的最重要的现行观点是，增进对其计算出的使用期限的判断力，这对航天和陆上动力工业都是有价值的。无论民用喷气式飞机还是大型电站极端重要的是，辨别关键高温部件的安全实用的使用期限。有两种方法可用来对此加以评定。一种是根据力学性能数据通过外推法的利用，另一种是通过与蠕变过程例如空穴形成、初裂扩展及蠕变裂纹长大率有关的冶金特性的鉴定，以及有密切联系的设备部件的计量学。

11.10.1 设计使用期限以内的剩余使用期限的评定

工程部件常含有可能起因于制造中或使用早期的裂纹或裂纹状的缺陷。取得对这些缺陷的验收标准是必要的，以免出现不必要的废弃部件，并在需要检修的场合使选定的时机适合于运行的要求。在蠕变范围以内的开裂模式，可以称为蠕变塑性的或蠕变脆性的。在蠕变塑性开裂的情况下，主要效应是减小承受负荷的截面，损坏由裂纹之前横过截面的平均应力，而不是由裂纹尖端处的应力所控制。观察出的宏观开裂是，由于损坏前端后面空隙的聚合或微裂纹而出现的。当部件截面部分损坏到足以使其不能继续支承外加应力时便发生断裂，可以证明通过蠕变塑性开裂部件的损坏时间近似于基准应力下的蠕变断裂时间（Goodman，1981）。因此，可以利用基准应力从钢的单向蠕变性能估计有裂缝的部件的断裂时间，前一性能从光面、未裂的实验室试验试片得出。因为起始开裂通过损坏前端的扩张而显著减弱，看来这样做是有根据的。

在界限分明的稳定应力下，显微组织均匀的材料中，蠕变可变形的开裂几乎很少发生在使用中承受蠕变的高温部件中。在实践中，涉及蠕变开裂的大多数问题都与蠕变脆性的显微组织有关，并且如前所述常发生在焊缝附近。处于受力状态的装置与残余应力的相互作用，以及稳态使用应力对这些处境的分析增加了进一步的困难。

·p.521·

一般的经验总是认为蠕变脆性开裂特性，出现在断裂塑性约低于5%的钢中（Gemill，1966b）。在这些情况下裂纹保持锋利并在比较短的时标下发生和长大。部件的使用期限时间因而受应力和局限于裂纹尖端的应变所支配。所以与低温下脆断特点有类似性。

在分析蠕变脆裂生长方面的主要问题是要确定一个描述与观察到的裂纹生长率适当相关的裂纹尖端处应力，和应变场的数学参数。已经发现了应力强度、裂纹开口位移与基准应力之间的相互关系，但一般适用的判据看来是以前讨论的称之为 C^* 的量。由试验室试验已经确立了材料的裂纹长大率对 C^* 的依赖关系。在有裂缝的部件中的长大率，可以通过计算 C^* 而得出。利用这一近似法评定设备缺陷的有效性成为可能，从而对设备检修或部件更换的需要做出富有意义的决定。

可以举出两个这样的实例说明这一论点。第一个实例涉及奥氏体钢的蒸汽管道和铁素体钢涡轮部件之间做成的过渡焊缝。在此场合所发生的过早（即在设计使用期限以内）的损坏，可以归因于铁素体钢和焊缝金属（或许是一种镍基合金）间脆性区或界面

的存在。借助于对薄弱的界面区域所做的蠕变裂纹长大试验，可以测量出相对于焊接整体的裂纹发生和长大速率。第二个例子涉及以前提到的用 $2\frac{1}{4}$wt%Cr－1Mo 焊接金属焊接的 Cr—Mo—V 钢中，周围热影响区开裂和横向焊接金属开裂的出现。蠕变裂纹长大速率的对比说明了，焊接件损坏对热影响的局部显微组织和焊缝金属决定性的依赖关系。由于粗晶贝氏体的蠕变裂纹长大通过原奥氏体晶界上的空隙发生，图 11-22，其长大速率比由于细晶奥氏体形成的贝氏体或在母材中快一个数量级，在设计使用期限以内做出缺陷评定时，必须对其中可以发生损坏的很可能的方式加以考虑。这可以通过蠕变或通过疲劳，或通过两种机械作用的结合。争论还可能起因于是否问题是在原先完好的组织一种缺陷的引发，或者是否是由于在含有前在缺陷的组织内裂纹长大。在前一情况下，损耗的计算要求疲劳和蠕变两者累积率的测定。疲劳损耗是从总应变范围计算的，并且这可以推广到推出产生起始裂纹或引起完全断裂的循环次数。蠕变损耗率的计算从施加于部件的应力值和蠕变性能数据推出，以确定在这些条件下的断裂时间。另外，这可能与形成一起始裂纹或造成完全损坏的必要条件有关。在后一情况下，起始裂纹也许是在制造中产生的或在无损探伤检验能力的下限未被探出来的发纹。可以接受的最后缺陷尺寸，或许可以从无裂缝的部件或从可能遇到的最繁重的超载使用条件加以限定。显然，可容许的缺陷尺寸是，在部件的剩余使用期限时间中不会长大到不能接受的尺寸。如果这些分析程序不能保证剩余设计使用期限的时间，必须将设计使用期限减少到一安全时间或必须做出对部件加以修理的安排。

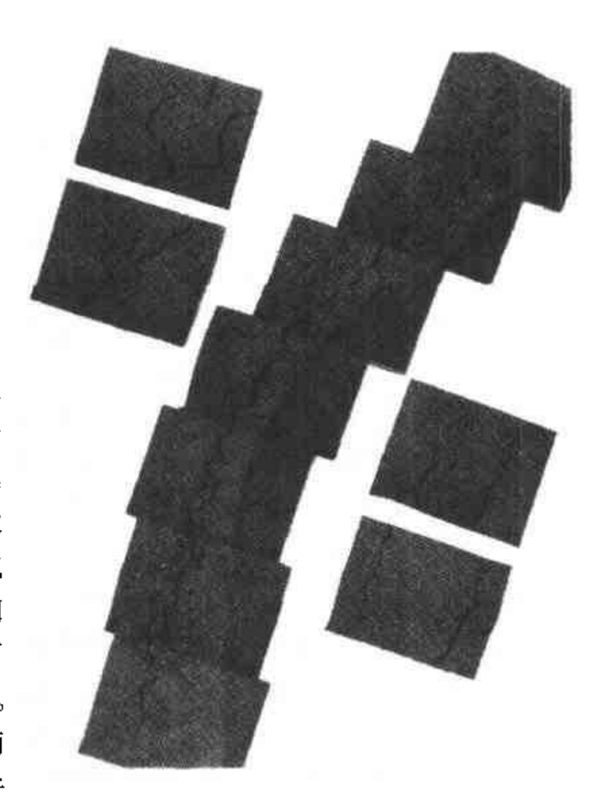


图 11-22 由粗晶贝氏体显微组织组成的焊接的 Cr—MO—V 钢的热影区中在原奥氏体晶界处通过空隙发生的晶间开裂（光学显微照片）（×5）

·p.522·

11.10.2 超出设计使用期限的剩余使用期限评定

由于已经设计的许多高温部件是以习用的时间，例如 100 000h 为使用期限并由于进行许多实验室试验到如此漫长的时间，在实验上既不合宜、部件使用期限又不一定符合这样明确的时间量程，因此确定将继续安全运行远超过其原来设计的使用期限的设备和部件有希望的未来安全使用期限，已经有不断增加的需要。这一问题在航天或石化工业中并非如此紧迫，但是对地面基地上的发电厂来说，已开始承担显著的经济份额。由于除了少数未来电站外，很少可能超过现行蒸汽循环的压力和温度下运行，便产生了使现

有设备和部件的使用期限延长达到300 000h的动机。

这一基本观点要求在如此延长的时间量程以内，将需要更换的那些高温部件作出明确的鉴定。准确的预测为有计划的、因而也是花费少得多的设备停机时间，以及尽可能只做一次部件更换创造条件。表11-9（Middleton，1988）列出在这些情况下可能需要更换的锅炉和涡轮部件，以及制约其使用期限最可能的技术原因。由于在锅炉的运行工况中较大的变化，使用期限预测比严格坚持设计参数的涡轮机部件较为困难。

锅炉中的管材更换可以通过对钢管损坏的统计分析加以处理，因为这样的损坏，通常是腐蚀以及蠕变的一个结合的函数。另一方面，大的蒸汽联管箱更换起来很昂贵，因此对其作出精确的使用期限预报是值得花时间精力的。这种联管箱是用低合金Cr—Mo或Cr—Mo—V钢制做的，其中裂纹通常在蒸汽进口短管焊接处发生。这些可以不费力地加以修理但主要问题是容器主体中损耗的程度。这可以用两种方法来解决，或是通过监测运行参数和利用标准的高温性能数据和使用期限分数律，或借助于直接通向联管箱取材料试样和/或测量已发生的变形的方法，使用期限分数律，假定当材料在蠕变范围内经受应力和温度—时间间隔t时，则在此间隙中消耗的使用期限为t/t_r，式中t_r是在该应力或温度下的蠕变断裂时间。当应力或温度在运转中发生改变时，则当使用期限分数的总和少于一时，即$\Sigma(t/t_r)=1$发生断裂。

表11-9　地面基地发电厂中需要更换的锅炉和涡轮部件以及可能的损坏机理

部　　件	可能的损坏机理
过热器/再热器管	蠕变，向火面腐蚀
蒸汽管道布置	由于蠕变焊接件开裂
高温压力容器	热疲劳，蠕变
涡轮阀门/阀门室	热疲劳，蠕变
涡轮高压铸件	热疲劳，蠕变
涡轮高压转子	蠕变，疲劳
高压螺栓	应力松弛下蠕变

近来的经验大概认为使用期限分数律，对于计算温度的变化比应力的变化要好些。从提高应力的试验所做出的剩余使用期限预报少于实在的剩余使用期限，而发现涉及提高温度的试验，无论是利用使用期限分数技术时，还是用较高温度试验对使用温度外推时，都对剩余使用期限提供出比较好的估计。这些低合金钢的应力断裂性能是，通过蠕变强化的碳化物弥散作用控制的从而与温度直接相关，在恒定温度下应力的波动，则对碳化物弥散几乎没有什么影响，所以材料的使用期限也没有明显的损减。

·p.523·

要求直接接近部件的方法要获得成功，取决于所发展的种种模型使由于使用条件引入的蠕变损耗与剩余使用期限相联系。理论上蠕变损耗参数应当与在部件中所测出的应变或应变率相联系。如果应变或应变率可以直接加以确定，就可以单靠蠕变模型估计使用期限。已经拟定了机械学的模型试图测量可以判断的显微组织的变化，然后使其与期满的使用期限发生联系。在使用条件下的这些钢中通常同时发生两种性质不同的蠕变损耗过程，即由于析出物粗化使显微组织退化或位错网络（亚晶）长大，这二者都使蠕变强度连续地降低，而在晶界粒子处的蠕变空隙导致晶界损伤逐渐增加。图11-23示出空

隙发展与消耗的蠕变使用期限分数之间的关系。涉及蠕变速率对析出物成分或间距随时间变化的关系，再把固溶强化效应考虑进去的结构模型是错综复杂的概念，迄今为止要说这些相互关系已得到充分发展想必是不现实的。

·p.524·

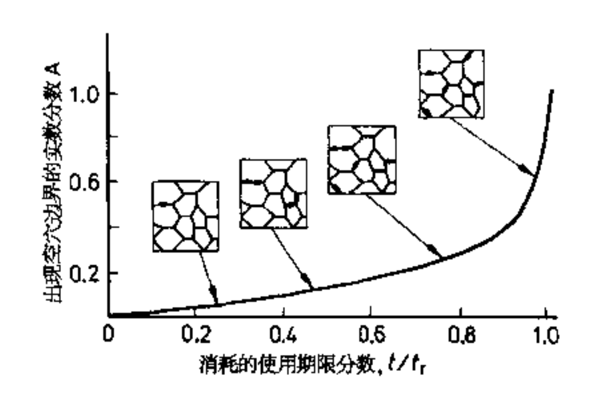


图 11-23 说明空穴晶界的分数（A）与已经消耗的蠕变断裂期限的分数 t/t_r 之间相互关系的示意图

在寻求确定蠕变损耗的程度中，理想地是应当研讨部件的最关键区域。这需要对部件采取试样的简便可达性和为评定性能去除最少量材料的必要性，所取试样可以包括：金相检验试片备做细致的光学和/或电子显微镜检查，或如果有足够材料可进行小型试片的力学试验。近来的经验大概认为前一技术较为令人满意。此种方法具有无损检验的优点，由于显微组织可以在部件上就地检验，因而无须对要评定的部件做继后的修理。

在有足够材料可获得的那些事例中，可以利用基于加速蠕变或断裂试验技术，对剩余使用期限提供相当准确的评价。如前所述，在不变的低应力值下，基于温度外推法的试验比在不变的温度下，以应力作可变的参数所做的试验较为可靠。

在实践中，利用以上两种技术的结合是有益的。力学检验由于试片的可获得量而受到限制，直接的应变测量则需要通晓非常确实的时间和温度的运行工况，金相检验技术为较扩大的取样提供了可能性，虽然不如其它技术得出同样准确的使用期限判断。

适用于锅炉部件的要求也与关键的涡轮部件有关。在此情况下，更接近于限定的运行工程是有益的，但还必须有这样一种认识，即对任一剩余使用期限过高的估计都有可能发生一种损坏的最严重的后果，如果有迹象表明，一些部位例如转子腔或叶片根部定位处，由于过分的蠕变正在逼近设计的应变范围时，或金相检验显示出由于蠕变和/或热疲劳的空穴损坏或发生裂纹时，要从使用中除去高温涡轮转子。随着这些方法经验的发展，应有可能建立一种定型的程序．在法定的监督期时间之内，为了监测剩余使用期限潜力由操作人员所使用。

在高温转子腔处蠕变应变的特定情况下，通常接受的设计指标为 0.5%应变。这与需要具有相当的蠕变塑性范围是一致的，尽管就转子的总计使用期限来说，这实际上可能是一个保守的指标。现有的转子材料的长时间蠕变应变数据理应认为这一指标事实上可能会拥有至少长达 300 000h 的使用期限。

·p.525·

现在有很多主要设备部件例如大的过热器联管箱和高温转子的资料，要更换这两者都是昂贵的而又要求绝对保证它们连续的安全运行。必须研究的深一层效应涉及这样的领域，象蠕变裂纹长大速率和所施加的复杂载荷工况。在适当的时候如果对从时间到期的部件取下来的材料加以检验，在实验室得出的数据与使用效应间，能确立出有把握的相互关系想必是很有用的。

毫无疑问预报由热强钢制成的高温部件和设备的剩余使用期限，最困难的方面与焊

接接头的性能有关。这是一个与地面发电厂部件所料到的长使用期负载最有关联的，也是最影响这样的发电厂锅炉和管道布置的问题。通过焊接连接金属的作用不可避免地引入冶金的复杂性，这意味着焊缝组成部分的耐蠕变性能会显著地改变。另外，由熔化的焊接金属引起的快速冷却率引入不易分析的应变模式。除了对几个关键的焊件进行全范围的高温试验外，要查定并不是一个切实可行的命题，一种有效的近似方法必须用某些应力分析的结合，可能用有限元技术和详尽的冶金知识。

11.11 参考文献

Ashby. M. F. (1972). *Acta. Met.* 20, 887.

Ashby. M. F., Fields. R. J., Weerasooriya, T. (1978). *Report CUED/C/MATS/TR47*. Cambridge University Engineering Deparment. Cambridge. England.

Baird. J. D., Jamieson, A. (1963). in: *The Relationship Between the Structure and Mechanical Properties of Metals. Symposium Nr.* 15. London: The National Physical Laboratory. HMSO. pp 361—377

Borland. J. C., Younger. R. N. (1959). *Brit. Weld. J.* 6, 22.

Christoffel. R. J. (1958). *Am. Soc. Mech. Eng. Paper Nr.* 58 - *Met* 7.

Coble. R. L. (1963). *J. App. Phys.* 34. 1679.

Dyson. B. F. (1990a). in: *Rupture Ductility of Creep Resistant Steels*. London: The Institute of Metals. to the published.

Dyson. B. F., (1990b). *Electrical Research Association. Project* 2021. *Advisory Committee on the Creep of Steels*. England: Leatherhead.

Forrest, P. G. (1962). *J. Iron Steel Inst. London* 200 (6), 452.

Fujita, T. (1985). *Metal Progress. August*. 23.

Gemmill. M. G., Hughes. H., Murray, J. D., Pickering. F. B., Andrews. K. W. (1956). *J. Iron Steel Inst London* 184 (10). 122.

Gemmill. M. G. (1966a). in: *The Technology and Properties of Ferrous Alloys for High Temperature Use*. London: Newnes. pp. 182-183.

Gemmill. M. G. (1966b). in: *The Technology and Properties of Ferrous Alloys for High Temperature Use*. London: Newnes. p. 226.

Gemmill. M. G. (1990). in: *Rupture Ductility of Creep Resistant Steels*. London: The Institute of Metals. to be published.

Glen. J. (1955). *J. Iron Steel Inst. London* 179, 320.

Glen. J. (1957). *J. Iron Steel Inst. London* 186 (1). 34.

Goldhoff. R. M., Spretnak. J. W. (1957). *J. of Metals* 9 (10). 1278.

Goodman. A. (1981). in: *Creep and Fatigue in High Temperature Alloys*. London: Elsevier Applied Science Publishers. p. 155.

Hale. K. F. (1962), in: *Proc. 5th Int. Congress for Electron Microscopy. Vol.* 1. New York. London: Academic Press, paper CC12.

Hardy. H. K., Wyatt. L. M., Pugh. S. F. (1963). *J. Brit. Nucl. Energy. Soc.* 2. 237.

Harris. P., Lee. E. H. (1962). *Brit. Welding J.* 9. 60.

Herring. C. (1950). *J. App. Phys.* 21, 437.

Ilschner. B. (1981). in: *Creep and Fatigue in High Temperature Alloys*. London: Elsevier Applied Science Publishers. p. 3.

Jenkins. C. H. M., Tapsell, H. J. (1952), *J. Iron Steel Inst. London* 171, 359.

Keown. S. R. (1974). in: *Creep Strength in Steel and High Temperature Alloys*. London: The Metals Society. p. 78.

Kirkby. H. W., Truman. R. (1958). in: *Precipitation Processes in Steels*. London: The Iron and Steel Institute. Report No. 64. p. 242.

Lagneborg. R. (1981). in: *Creep and Fatigue in High Temperature Alloys*. London: Elsevier Applied Science Publishers. p.

41.

Middleton. C. (1981). *Met. Sci.* 15, 295.

Middleton. C. (1988). private communication to the author.

Nutting. J., Arrowsmith. J. M. (1963). in: *Structural Processes in Creep*. London: The Iron and Steel Institute. Report No. 70. pp. 153-154.

Orr. J., Dulicu. D., Burton. D. (1990). in: *Rupture Ductility of Creep Resistant Steels*. London: The Institute of Metals. to be published.

Pickering. F. B. (1968). *Iron and Steel*. 41. 91. 148. 206. 250 and 296.

Pickering. F. B. (1990). in: *Rupture Ductility of Creep Resistant Steels*. London: The Institute of Metals. to be published.

Robinson. E. L. (1952). *Trans AIMME* 7A. 777.

Sellars. C. M. (1974). in: *Creep Strength in Steel and High Temperature Alloys*. London: The Metals Society. p. 20.

Sherby. O. D., Lytton, J. L., Dorn. J. E. (1957). *Acta. Met.* 5. 219.

Smith. E., Nutting. J. (1957). *JISI* 187 (4). 314.

Stafford. J. W. S., Bailey. W. H. (1963) in: *Joint International Conference on Creep*. *paper* 74. p. 5.

Stone. P. G., Murray. J. D. (1965). *J. Iron Steel Inst. London* 203. 1904.

Strang. A., Holdsworth. S. R. (1990). in: *Rupture Ductility of Creep Resistant Steels*. London: The Institute of Metals. to be published.

Tapsell. H. J. (1928). *Engineering Report Nr*. 6. London: H. M. S. O.

Toft. L. H., Marsden. R. A. (1963). in: *Structural Processes in Creep*. London: The Iron and Steel Institute. Report No. 70. p. 272.

Townsend. R. D. (1991), private communication to the author.

Wadsworth, J., Woodhead. J. H., Keown, S. R. (1976). *Met. Sci.* 10. 342.

Webster. G. A. (1990). in: *Rupture Ductility in Creep Resistant Steels*. London: The Institute of Metals. to be published.

Younger. R. N., Baker. R. G. (1960). *J. Iron Steel Inst. London* 196. 188.

一般阅读材料

Ashby. M. F., Brown. L. M. (1983). *Perspetties in Creep Fracture*. Oxford: Pergamon Press.

Branch. G. D. (1975). in: *Rosenhain Centenary Conference*. London: The Royal Society The Metals Society. pp. 181-192.

Cane B. J. (1990) in: *High Temperature Materials for Power Engineering*: Bachelet. E., etal. (Eds.) Boston. London: Kluwer Academic Publishers. Dordrecht. p. 393.

Creep and Fatigue in High Temperature Alloys (1981). London: Elsevier Applied Science Publishers.

Creep Strength in Steel and High Temperature Alloys (1974). London: The Metals Society.

Evans. R. W., Wilshire. B. (1985). *Creep of Metals and Alloys*. London: The Institute of Metals.

Garofalo. F. (1965). *Fundamentals of Creep and Creep Rupture in Metals*. London. New York: McMillan.

Gemmill. M. G. (1969). in: *Steel Strengthening Mechanisms*. Zürich: Climax Molybdenum Company Ltd., p. 67.

Honeycomke. R. W. K. (1968). *The Plastic Deformation of Metals*. London: Edward Arnold Ltd.

Keown. S. R. (1974). in: *Creep Strength in Steel and High Temperature Alloys*. London: The Metals Society. p. 78.

Lagneborg. R. (1981). in: *Creep and Fatigue in High Temperature Alloys*. London: Elsevier Applied Science Publishers. p. 41.

Marshall, P. (1984). *Austenitic Steels-Microstructure and Mechanical Properties*. London: Elsevier Applied Science Publishers.

Rupture Ductility of Creep Resistant Steels (1991). London: The Institute of Metals, to be published.

Townsend, R. D. (1975). in: *Materials in Power Plant*. London: The Institution of Metallurgists. p. 157.

12 不 锈 钢

John E. Truman
Jessop Saville Limited. Sheffield, U.K.
(刘荣藻 译)

目录

符号与缩语表

Ac_1	加热时奥氏体形成开始的温度
$C_v^{(J)}$	摆锤式 V 形切口冲击韧性（J）
Izod	悬臂梁式冲击韧性（J）
P_p	原来的击穿或点蚀电势
P_R	再钝化电势
R_m	极限抗拉强度
$R_{p0.2}$	0.2%屈服应力
ACI	美国铸造学会
AISI	美国钢铁学会
ASIM	美国材料试验协会
HR_B	洛氏硬度（标度 B）
HR_C	洛氏硬度（标度 C）
H_V	维氏硬度
SCC	应力腐蚀断裂
SCE	饱和甘汞电极（电势测量的标准）
TTS	温度—时间—敏化
UTS	极限抗拉应力

·p.530·

12.1 前　　言

适宜分类为不锈钢的铁基合金组的共同特点是高铬含量（很少低于 11wt%），要使其有效必须使铬基本上处于固溶体中。相对于碳素钢和低合金钢来说，提供的主要性能是显著提高的耐蚀性。的确有些其它钢种或许可以满足几乎每一种其它相关的性能并且通常花费较少。但是经常需要其它特定的性能与提高的耐蚀性同时存在。在可以提到的相关性能中是高强度、良好的韧性、易于机加工、易于成型和可焊性。开发这些性能中的最佳值，可能需要对主要的性能有所牺牲，由于高铬钢的耐蚀性并非一固定的性能，而受钢的成分、组织和加工的影响。此外，为了满足非常苛刻的腐蚀条件，成分必须如此以致其它性能方面的损失必须予以接受。针对不同工业多变的以及往往不相容的要求，已经研制了很多类型的不锈钢，有些确实就是为了一种用途专门设计的。在一章中不可能把这些完全包罗进去，因此本章中所采取的方法是，讨论不同钢组及其研制的原因与实例，并未企图全面报道，或即使选取每一组内“最好的”钢也是如此。的确随着日渐增加的研制活动或许很快就使任何这样的企图失去时效。在这方面将用美国钢铁学会（AISI）的一篇作品或美国铸造学会（ACI）系列加以说明。其它国家技术条件当然包括相同的或接近相同的牌号。许多较高合金化的牌号是属于有专利性质的，但是为了避免任何偏见的建议，商品名称将不予使用。

12.2 基本组织

除铬以外，其它元素常存在于不锈钢中产生一定的性能，这些包括碳、硅、锰、镍、氮、钼、铜、钴、铝、钒、钨、钛和铌。由于炼钢实践或从原材料中的杂质可以使钢中存在少量的其它元素。主要的合金化，会导致在冶金上不同于碳素钢和低合金钢的明显区别。提高的铬增进淬硬性，从而随奥氏体化处理后冷却时发生马氏体转变，除非慢冷（见第 1 章）。共析的碳含量也降低并使 γ 圈封闭，以致在低碳含量时约多于 13wt%铬的铁，在所有温度下均具有体心立方结构（δ 铁素体）。钼、钨、硅、钒、铝、钛和铌也促进铁素体组织。另一方面，碳、氮、镍、铜、钴和（有时）锰抑制铁素体，虽然，所有元素降低奥氏体-马氏体转变温度，致使高合金化钢在室温下仍会是奥氏体的（面心立方的）。因此，视合金化的类型及程度，从高温冷却下来的组织可以是马氏体的、奥氏体的、铁素体的或任两种或所有三种的混合体。这里重要的是，如果想要一定的合金化元素含量产生一定的耐蚀性的话，这就可能规定了结晶结构并因而指示出了物理的和力学的特性。

·p.531·

在用简单方法确定合金元素的结合效应方面，已经做了许多努力，最常用的一种方法是，Schaeffler 提出的并由后来工作者稍加修正。在这一处理中，将合金元素分为与铬

的作用相似的那些元素（促进δ铁素体）和与镍相似的那些元素（抑制δ铁素体）。对每种元素给予一个与铬或镍相当效能的当量换算因素，然后可以计算出已知钢化学成分的铬和镍的总当量数，并取其在例如图 12-1 中所示出的各自截距，预示出钢从高温冷却后的组织。实际上，利用这样的图已经得出了相当好的结果，至少对于以铬、镍和钼为主要合金元素的钢，和涉及标准不锈钢化学成分范围以内的钢是如此。这种图还可简便地说明组成部分。但是由于下面几种原因对其准确性必须附加保留条件：

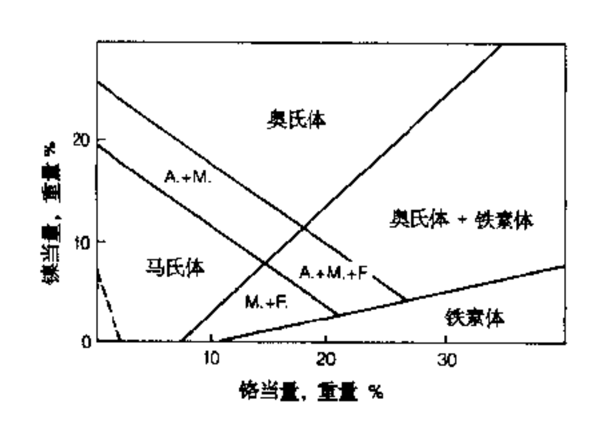


图 12-1 随铬和镍的当量元素含量而变的铁基合金组织（A，奥氏体；F，铁素体；M，马氏体）

(a) 用一个因素说明了两种特性：即对奥氏体到马氏体的转变和δ铁素体含量的影响。这一定要包括综合考虑。

(b) 只有在固溶体中的元素才是有效的，因此化合物的存在会引起不准确性。

(c) 关于应起因于一已知元素的当量值有各不相同的意见。在某些情况下数据稀少并且意见相差悬殊。

(d) 有可能当量因素不一致，例如按照从钢冷却下来的温度或图上的位置。

常用的铬和镍当量公式，起源于 Schneider (1960)，根据重量百分数是：

铬当量 = (Cr) + 2 (Si) + 1.5 (Mo) + 5 (V) + 5.5 (Al) + 1.5 (Ti) + 0.7 (W)

镍当量 = (Ni) + (Co) + 0.5 (Mn) + 0.3 (Cu) + 25 (N) + 30 (C)

12.3 不锈钢的分类

图 12-1 中相当于马氏体、铁素体、奥氏体和铁素体 + 奥氏体（双相）的四个主要区域提供了一个简便的钢分类方法。属于每一区的有许多牌号，给出不同力学和物理性能的结晶结构可以用于不同的用途。各组各不相同的特性以及个别型号将在以后节段中讨论。表 12-1—12-7 给出分类钢的化学成分。其中涉及 AISI 或 ACI 钢的化学成分范围，另外只给出了有代表性的成分。在后一情况下为了方便用号数作标志。应当指出表列的牌号只是从生产的那些来分类的。

·p.532·

12.4 热处理和常态环境及零下温度的力学性能

12.4.1 马氏体钢

表 12-1 中的钢，低于约 0.28wt.%C 的那些是亚共析钢，这些钢可以通过高于 960℃的加热随着碳的固溶使其奥氏体化，虽然经常用 1000—1050℃。铬含量使钢深度硬化，但即使如此仍常用油或水淬，尤其是对较大的截面，以确保马氏体转变。在此状态下组

织是硬而脆的，硬度随碳含量的变化如图 12-2 所示。硬度（因而强度）可以通过低于 Ac_1 的适当温度下，再加热降低而韧性则提高。图 12-3 画出了 AISI 420 钢的抗拉强度和悬臂梁式冲击韧性，对回火温度的关系曲线。良好的韧性只有当实质软化已发生时才能实现，因此作为大多数用途的钢在 650℃或更高温度下回火后使用，一个例外是当要求高硬度时，通常在 150—300℃下回火以消除一些应力而仍保持高硬度。由于韧性有限通常是以小截面形式使用，例如刀片。

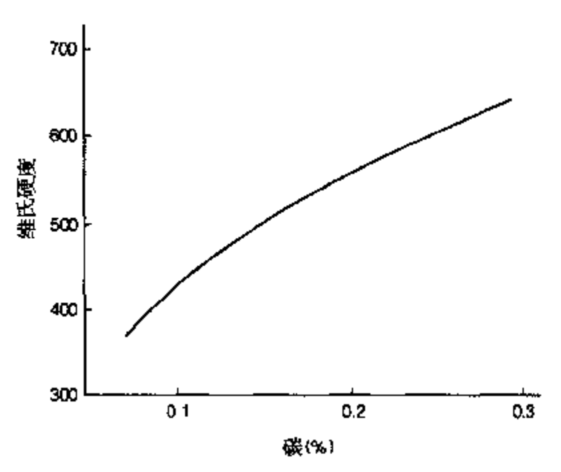


图 12-2　12%铬钢转变状态的硬度；碳含量的影响

表 12-1　铬碳马氏体钢

AISI	ACI	成分范围[a]或最高值[b]								
		C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	其它
410		0.15	1.00	0.50	11.5—13.0		0.04	0.03		
	CA—15	0.15	1.00	1.50	11.5—14.0	1.0				
420		0.15min	1.00	1.00	12.0—14.0		0.04	0.03		
	CA—40	0.40	1.00	1.50	11.5—14.0	1.0				
440A		0.60—0.75	1.00	1.00	16.0—18.0		0.04	0.03	0.75	
440B		0.75—0.95	1.00	1.00	16.0—18.0		0.04	0.03	0.75	
440C		0.95—1.20	1.00	1.00	16.0—18.0		0.04	0.03	0.75	
416		0.15	1.25	1.00	12.0—14.0		0.04	0.15min	0.60	
416Se		0.15	1.25	1.00	12.0—14.0		0.06	0.06		Se0.15min
431		0.20	1.00	1.00	15.0—17.0	1.25—2.00	0.04	0.03		
	CA-6NM	0.06	1.00	1.00	11.5—14.0	3.5—4.5	0.04	0.04	0.4—1.0	

[a] 成分（wt%）；[b] 单一数值是最高值。

表 12-2　加进合金成分的马氏体不锈钢（有代表性的化学成分）[a]

序数	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	其它
抗回火的										
1	0.10	0.30	0.30	12.5		0.75				
2	0.12	0.30	0.30	12.25	0.80	0.60		0.18		
3	0.10	0.80	0.50	11.0	0.80	0.70		0.15	0.40	
4	0.12	0.80	0.40	11.5	2.3	1.40		0.15	0.30	
析出硬化的										
5	0.05	0.50	0.40	16.0	4.5		4.0		0.30	
CB-7Cu[b]	0.07		1.5	15.5—17.0	3.6—4.6		2.3—3.3			
6	0.05	0.50	0.40	14.5	5.0		4.0		0.30	
7	0.05	0.80	0.40	14.5	5.5	1.7	1.8		0.30	
受控的转变										
8	0.08	0.80	0.40	17.0	6.8					1.0Al
9	0.07	1.00	0.30	16.0	5.5	1.75	2.00			

[a]成分（wt%）；[b] ACI 成分范围。

表 12-3 标准铁素体不锈钢

AISI	ACI	成分范围[a]或最高值[b]								
		C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	其它
405		0.08	1.00	1.00	11.5—14.5		0.04	0.03		0.10-0.03 Al
409		0.08	1.00	1.00	10.5—11.75		0.045	0.045		(6xC) Ti min
429		0.12	1.00	1.00	14.0—16.0		0.04	0.03		
430		0.12	1.00	1.00	16.0—18.0		0.04	0.03		
430F		0.12	1.25	1.00	16.0—18.0		0.06	0.15min	0.60	
430FSe		0.12	1.25	1.00	16.0—18.0		0.06	0.06		0.15Se min
434		0.12	1.00	1.00	16.0—18.0		0.04	0.03	0.75—1.25	
442		0.20	1.00	1.00	18.0—23.0		0.04	0.03		
	CB30	0.30		1.50	18.0—22.0	2.0				
446		0.20	1.50	1.00	23.0—27.0		0.04	0.03		0.25N
	CC50	0.50	1.00	1.50	26.0—30.0	4.0				

[a]成分（wt%）；[b]单一数值是最高值。

表 12-4 一些加进合金成分的铁素体不锈钢（有代表性的化学成分）[a]

序数	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	N	Ti
10	0.020	0.3	0.7	18.0	0.2	0.010	0.010	2.00	0.010	0.40
11	0.002	0.10	0.30	26.0	0.10	0.010	0.015	1.00	0.006	
12	0.003	0.10	0.04	29.5	0.05	0.010	0.010	4.00	0.012	
13	0.002	0.10	0.10	29.5	2.20	0.010	0.010	4.00	0.013	
14	0.012	0.040	0.30	25.0	4.0		0.006	4.00	0.013	0.40

[a]成分（wt%）。

表 12-5 一些标准不锈钢

AISI	ACI	成分[a]范围或最高值								
		C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	其它
301		0.15	2.00	1.00	16.0—18.0	6.0—8.0	0.045	0.03		
302		0.15	2.00	1.00	17.0—19.0	8.0—10.0	0.045	0.03		
	CF20	0.20	1.50	2.00	18.0—21.0	8.0—11.0				
303		0.15	2.00	1.00	17.0—19.0	8.0—10.0	0.20	0.15min	0.60	
303 Se		0.15	2.00	1.00	17.0—19.0	8.0—10.0	0.20	0.06		0.15min Se
304		0.08	2.00	1.00	18.0—20.0	8.0—10.5	0.045	0.03		
	CF8	0.08	1.50	2.00	18.0—21.0	8.0—11.0				
304L		0.03	2.00	1.00	18.0—20.0	8.0—11.0	0.045	0.03		
	CF3	0.03	1.50	2.00	17.0—21.0	8.0—12.0				
304LN		0.03	2.00	1.00	18.0—20.0	8.0—10.5	0.045	0.03		0.10—0.15N
321		0.08	2.00	1.00	17.0—19.0	9.0—12.0	0.045	0.03		(5xC) min Ti
347		0.08	2.00	1.00	17.0—19.0	9.0—13.0	0.045	0.03		(10xC) min Nb
	CF8C	0.08	1.50	2.00	18.0—21.0	9.0—12.0				(8xC) min Nb
316		0.08	2.00	1.00	16.0—18.0	10.0—14.0	0.045	0.03	2.0—3.0	
	CF8M	0.08	1.50	2.00	18.0—21.0	9.0—12.0			2.0—3.0	
316L		0.03	2.00	1.00	16.0—18.0	10.0—14.0	0.045	0.03	2.0—3.0	

续表

AISI	ACI	成分[a]范围或最高值								
		C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	其它
	CF3M	0.03	1.50	2.00	17.0—21.0	8.0—12.0			2.0—3.0	
316LN		0.08	2.00	1.00	16.0—18.0	10.0—14.0	0.045	0.03	2.0—3.0	0.10—0.16N
317		0.08	2.00	1.00	18.0—20.0	11.0—15.0	0.045	0.02	3.0—4.0	
	CG8M	0.08	1.50	1.50	18.0—21.0	9.0—13.0			3.0—4.0	
317L		0.03	2.00	1.00	18.0—20.0	11.0—15.0	0.045	0.02	3.0—4.0	
201		0.15	5.5—7.5	1.00	16.8—18.0	3.5.—5.5	0.06	0.03		0.25N
202		0.15	7.5—10.0	1.00	17.0—19.0	4.0—6.0	0.06	0.03		0.25N
309		0.20	2.00	1.00	22.0—24.0	12.0—15.0	0.045	0.03		
	CH20	0.20	1.50	2.00	22.0—26.0	12.0—15.0				
310		0.25	2.00	1.50	24.0—26.0	19.0—22.0	0.045	0.03		
	CK20	0.20	2.00	2.00	23.0—27.0	19.0—22.0				

[a]成分（wt%）。

表 12-6 一些加进合金成分的奥氏体不锈钢（有代表性的化学成分）[a]

序号	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Ti	Nb
15	0.03	0.35	0.1	21.0	33.0				0.50	
16	0.07	0.8	0.4	18.0	18.0	3.75	2.4		0.60	
17	0.05	1.0	0.5	20.0	35.0	2.5	2.5			8xCmin
	0.07[b]	1.5	1.5	19.0—22.0	27.5—30.5	2.0—3.0	2.0—3.0			
18	0.015	0.35	0.1	22.0	44.0	2.75	1.7		0.70	
19	0.015	1.5	0.5	20.0	25.0	4.5	1.5			
20	0.015	1.5	0.5	20.5	25.0	4.7	1.6			
21	0.18	1.5	0.5	20.5	25.0	6.5				
22	0.015	0.5	0.5	20.0	18.0	6.1	0.8	0.2		
23	0.045	4.8	0.5	21.0	13.5	2.25		0.3		0.2 (V0.2)
24	0.05	4.0	0.5	21.5	9.5	2.75		0.4		0.3

[a]成分（wt%）；[b] ACI 成分范围。

表 12-7 某些双相钢[b]的化学成分[a]

序号	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N
25	0.025	1.5	1.6	18.5	4.7	2.7		0.07
26	0.05	0.5	0.5	23.0	8.0	2.5	1.5	
27	0.025	1.5	0.5	22.0	5.5	3.0		0.14
	0.10max[c]	2.0max	1.0max	25.0—30.0	3.0—6.0	1.0—2.0		
	0.04max[d]	1.0max	1.0max	25.0—26.5	4.75—6.0	1.75—2.25	2.75—3.25	
28	0.05	0.7	0.7	25.0	5.0	2.0		0.20
29	0.06	0.8	0.4	25.0	5.3	2.4	1.4	0.16
30	0.04	0.8	0.4	26.0	5.6	3.2	1.75	0.19
31	0.025	0.6	0.5	25.0	6.2	2.5	0.5	0.17
32	0.025	0.5	0.5	26.0	8.0	4.0	1.0	0.20(W1.0)

[a]除另指出外是有代表性的；[b]成分（wt%）；[c] AISI 329，特定范围；[d] ACI CD—4MCu。

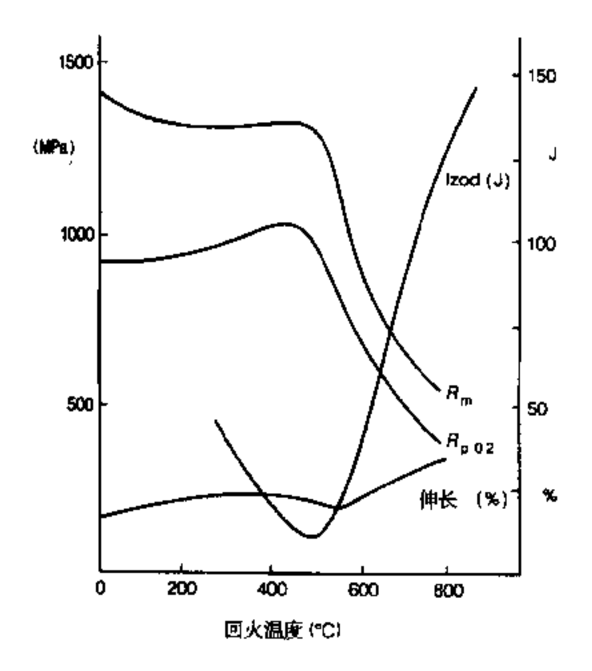


图 12-3 继从 1000℃淬火后回火温度对 AISI 型号 420 钢某些力学性能的影响

·p.535·

表 12-1 所给出的其它亚共析钢与热处理相对应的关系相似。AISI 416 型号含有硫或硒，是以牺牲一些耐蚀性和韧性为代价，改善切削加工性的易切削型钢。型号 431 钢具有较高的铬含量以改善耐蚀性，用镍排除铁素体（非全部地），这种钢通常是在 650℃下软化后使用，此温度大约相当于 Ac_1，其数值由于镍的作用而降低。

过共析钢（AISI 440A—C）从 1050℃淬火为的是，使其含有更多溶解的碳并因而在转变状态下及回火后具有较高硬度。这些钢通常以薄截面、轻微回火状态下使用，以兹利用其最高的切削性或耐磨性，由于组织中一次碳化物的存在，使这两种性能都得到了加强。即使是软化状态有时为了耐磨性而使用，由于这些钢较高的硬度和碳含量韧性也是低的，如表 12-8 所示。

·p.536·

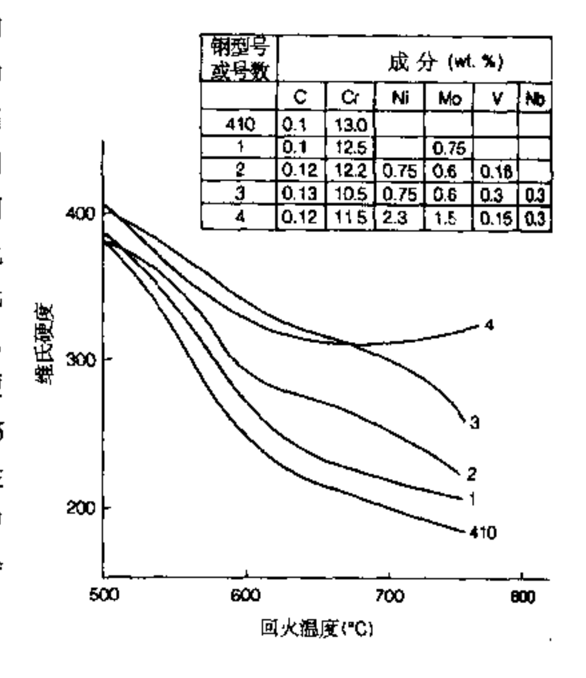
表 12-8 一些马氏体不锈钢有代表性的性能

钢	状态	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	韧-脆转变点 (℃)	增左冲击韧性 20℃ (J)	疲劳极限 (± MPa)
410	600－700℃回火的	388	608	－20	122	240
		521	718	＋12	67	
		579	769	＋17	37	
		634	814	＋45	33	
		727	900	＋96	27	
420	软化的	566	710	＋20	110	300
	200℃回火的	1112	1589[a]			
431	软化的	743	882		68	
440B	软化的	425	740		7	
	300℃回火的	1860	1930[b]			
440C	软化的	450	760		7	
	300℃回火的	1920	1970[b]			
耐回火钢	软化的					
1 (Mo)		554	715	－20	85	340
2 (Mo－V)		724	854	＋15	52	420
3 (Mo－V－Nb)		910	1036	＋120	15	480
4 (Ni－Mo－V－Nb)		859	1018	－10	79	550
析出硬化钢	充分过时效的	599	947	－170	115	580
	半过时效的	984	1043	－90	108	550
	析出硬化的	1162	1221	－40	70	460

[a]伸长 16%，[b]伸长 2%—3%。

低于 650℃回火的 AISI 型号 410 和 420 钢的有限韧性部分地是，由于较高的强度和部分地由于析出作用，包括随回火温度（和时间）不同所析出的--系列不同成分和形状的碳化物，表 12-2 中钢 1 到 4（抗回火钢）的后一特征可以避免到一定程度。用钼、钒的氮（及其它元素）合金化改变回火中的析出过程，以致当在较高温度下回火时保持较高的硬度。回火曲线示于图 12-4 中，从图 12-5 的韧性—脆性过渡曲线可以看出，韧性随强度的提高而逐步降低。这在钢 4 中由于有 2wt%Ni 而得到补偿。这些钢还会有明显增强蠕变强度。

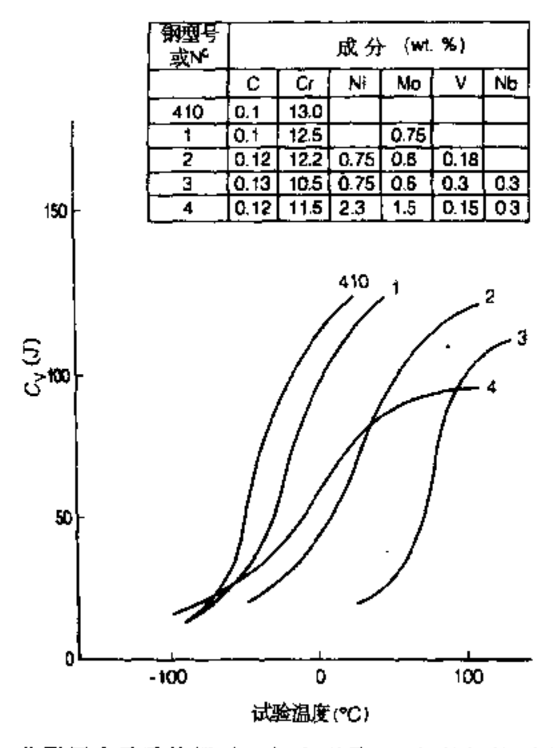
·p.537·



钢型号或号数	成分 (wt.%)					
	C	Cr	Ni	Mo	V	Nb
410	0.1	13.0				
1	0.1	12.5		0.75		
2	0.12	12.2	0.75	0.6	0.18	
3	0.13	10.5	0.75	0.6	0.3	0.3
4	0.12	11.5	2.3	1.5	0.15	0.3

图 12-4　一些抗回火的马氏体钢和型号 410 的回火曲线

取得高强度的一种完全不同的方法产生了析出硬化型钢（表 12-2 中 5—7）。这些钢利用低的碳含量并加入镍来限制 δ 铁素体形成，加入的其它元素促进时效硬化。这些钢的优点是改善可焊性、耐蚀性以及特别是在过时效情况下的韧性，如图 12-6 用图解所说明。在用于说明的品种中硬化析出物被认为是铜，但在其它钢中可以是 Ni—Ti 或 Ni—Al 化合物。



钢型号或N°	成分 (wt.%)					
	C	Cr	Ni	Mo	V	Nb
410	0.1	13.0				
1	0.1	12.5		0.75		
2	0.12	12.2	0.75	0.6	0.18	
3	0.13	10.5	0.75	0.6	0.3	0.3
4	0.12	11.5	2.3	1.5	0.15	0.3

图 12-5　一些耐回火马氏体钢（1-4）和型号 410 钢的韧性-脆性过渡曲线

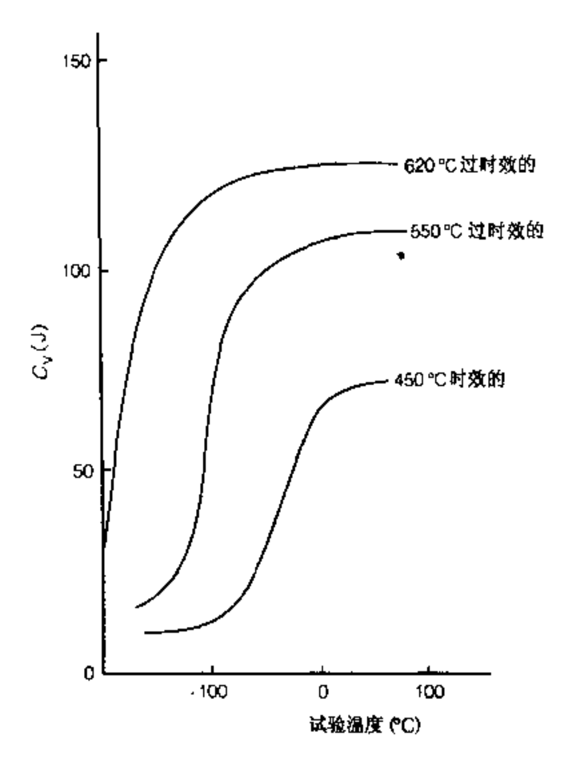


图 12-6 析出硬化的马氏体钢（No7）的韧性-脆性过渡曲线

马氏体不锈钢扁平产品方面，一定的制作问题引起了与析出硬化型化学成分颇为相似品种的研制。合金化含量是这样平衡的，即取决于热处理组织会基本上是奥氏体或马氏体。虽然奥氏体是不稳定的，制作则较为稳妥，就析出硬化型而论接着发生的转变是时效。这样的钢称为可控转变钢。表 12-8 和 12-9 给出了某些马氏体钢的一些性能。

表 12-9 可控转变不锈钢（No.9）的抗拉性能

处理	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	伸长 (%)[a]
1050℃AC空冷	309	834	30
1050℃AC + 2h750℃AC + 2h450℃AC 空冷	1080	1266	10
1050℃AC + 40%冷轧压下量 + 2h450℃AC 空冷	1606	1637	5
1050℃AC + 2h750℃AC + 2h550℃AC 空冷	1019	1081	12
1050℃AC + 2h750℃AC + 2h620℃AC 空冷	649	896	18

a 在 5cm 标距上测量的。

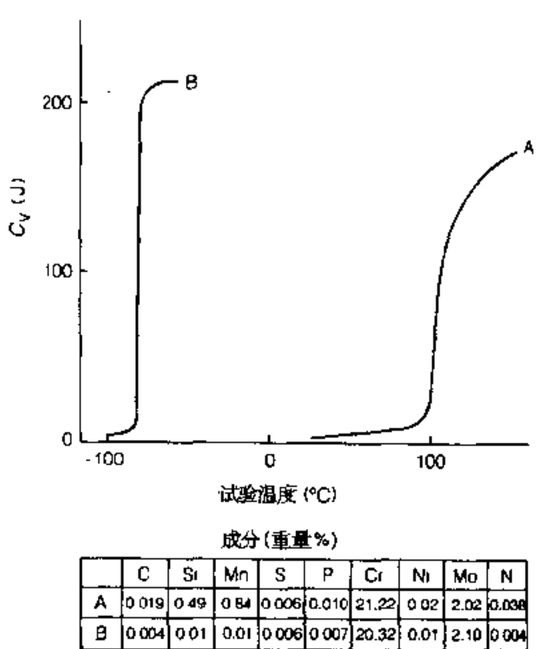
12.4.2 铁素体钢

标准铁素体钢中（表 12-3）只有超过 18wt% Cr 的钢才是完全铁素体的，即在所有温度下，均具有体心立方晶格的 δ 铁素体组织，因此通过热处理是不硬化的。其余晶面式钢加热到高温时形成数量各不相同的奥氏体，冷却时转变为马氏体。这种性质是有意引进的，因为它有益于加工和制作，这些钢通过 800—850℃（即正好低于 Ac_1）回火的退火形成 δ 铁素体和回火马氏体（α 铁和碳化物）的混合组织。表 12-3 列出的钢通常是

易脆的，韧性-脆性过渡温度在室温以上，因此除 AISI 型号 405 和 409 钢以外均以小截面使用。

·p.538·

在过去 20 年中，为了使较高合金化的铁素体钢，增进优良的耐蚀性受到了相当大的重视。稍后将讨论铁素体焊接接头晶间腐蚀问题，以及为了对此加以改进在成分上的一些修正。通过将碳和氮含量减少到很低水平，使韧性-脆性过渡温度降至室温以下也已证明是可能的。如图 12-7 曲线所说明，这一目标看来并未继续加以研究，虽然，这些钢的有限韧性实际上还是允许的。表 12-10 给出了各种不同品种铁素体钢软化状态的一些力学性能。通过冷变形不能使强度得到有用的提高。



	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	N
A	0.019	0.49	0.84	0.006	0.010	21.22	0.02	2.02	0.038
B	0.004	0.01	0.01	0.006	0.007	20.32	0.01	2.10	0.004

图 12-7 正常的和高纯度铁素体钢的韧性-脆性过渡曲线

表 12-10 某些铁素体钢的抗拉性能[a]

钢	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	伸长 (%)	硬度（最高）(HR_B)
405	170	415	20[b]	88
409	205	415	22[b]	80
429	205	450	22[c]	88
430	205	450	22[b]	88
434	365	550	23[b]	83
442	275	515	20[c]	90
446	275	515	20[c]	95
10) 18Cr，2Mo	320	530	30[b]	
11) 26Cr，1Mo	275	450	22[c]	90
12) 29Cr，4Mo	415	550	20[b]	98
13) 29Cr，4Mo，2Ni	415	550	20[b]	98
14) 25Cr，4Mo，4Ni	550	650	20[b]	100

[a]有代表性的数值；[b]在 5cm 标距上测量的；[c]在 $4\sqrt{A}$ 标距上测量的。

12.4.3 奥氏体钢

著名的“18/8”成分是早在 20 年代确定的。这一钢种及其变种，因其易于制作、良好的可焊接性，以及适合于各种用途的良好耐蚀性，已经成为使用最广泛的不锈钢。从图 12-1 可以看出含 18wt%Cr 和 8wt%Ni 的钢理应不是完全奥氏体的，但在研制此钢时要生产低碳含量和获得奥氏体组织，通常达到的 0.1wt%—0.2wt%C 是做不到的。可是碳带来某些腐蚀问题（例如前所讨论的焊接接头晶间腐蚀），这便导致当条件切实可行

时逐步减少碳含量（例如 AISI 型号 302，304 和 304L 钢）。一种可供采用的方法是碳化物稳定剂钛（AISI 型号 321）和铌（AISI 型号 347）。含钼钢的采用是为了得到改进的耐蚀性（AISI 型号 316 钢，而铬较高的钢（AISI 型号 309 和 310 钢）是为了较好的高温抗氧化性。为使这些不同的改型钢保持奥氏体组织导致了镍含量的提高。

·p.539·

AISI 型号 303 和 303Se 钢是易切削的变种。AISI 型号 201 和 202 钢的采用是为了通过冷变形可以使强度得到提高，AISI 型号 301 也是这样，但较低镍的含氮型号在缺镍时作为节镍的品种也得到了应用。有时为了提高强度将氮加入 AISI 型号 304 和 316 钢。表 12-6 所示出的高合金型号主要是为改善耐蚀性，虽然有些也使强度有所提高。

一般来说，除了这里不涉及的一些析出硬化型号之外，这些钢不能通过热处理加以强化，并且正常热处理是固溶处理，通常在 1000—1100℃下随后一般用空冷。这些钢的特征，在于示出低的比例极限的应力—应变曲线并且没有明显的屈服现象。它们对应变加工硬化以致极限抗拉强度相对地高，并在形成细颈现象以前有扩展的均匀伸长。表 12-11 给出了某些钢有代表性的抗拉性能。有些分散是可以预料到的，特别是屈服应力、晶粒度是有影响的。AISI 型号 301 的较高强度是由于低的奥氏体稳定性，AISI 型号 309 和 310 的较高强度是，由于铬的固溶强化和 AISI 型号 201 和 202 是由于氮的固溶强化。氮正在成为广泛用于强化的元素。表 12-12 给出了一些高和低氮钢的抗拉性能。

表 12-11　一些标准奥氏体不锈钢（软化的）有代表性的抗拉性能

钢	$R_{p0.2}$	R_m (MPa)	伸长（%）[a]
301	275	806	65
302	218	557	67
304	226	619	71
316	235	585	61
321	203	592	64
347	243	651	56
309	334	691	48
310	319	678	50
201	370	1125	57
202	359	1110	55

[a]在 $4\sqrt{A}$标距上测量的。

表 12-12　某些软化的高氮奥氏体不锈钢有代表性的抗拉性能（20℃）[a]

C	Cr	Ni	Mo	N	Nb	$R_{p0.2}$	R_m (MPa)	伸长（%）[b]
0.05	18.56	9.97		0.03		226	619	71
0.03	18.90	10.50		0.196		332	675	58
0.03	18.40	12.10	2.80	0.195		341	706	56
0.05	21.40	9.32	2.85	0.42	0.31	424	826	50

[a]成分（wt%）；[b]在 $4\sqrt{A}$标距上测量的。

·p.540·

奥氏体钢可以通过最常采用的冷轧或冷拔形变得到有效地强化。对于大截面有时为减少需要的动力采用低于再结晶温度的高温变形。图 12-8 示出了冷轧到不同程度对三种典型品种的屈服应力和塑性的影响。在伸长趋近零的场合下，0.2%屈服应力和极限抗拉强度值很接近。取决于合金化，冷变形可以引起一定的转变。示出了马氏体含量说明对加工硬化率的影响。标准奥氏体钢在室温下韧性是很好的，小直径的软化棒材的冲击值约为 150J。

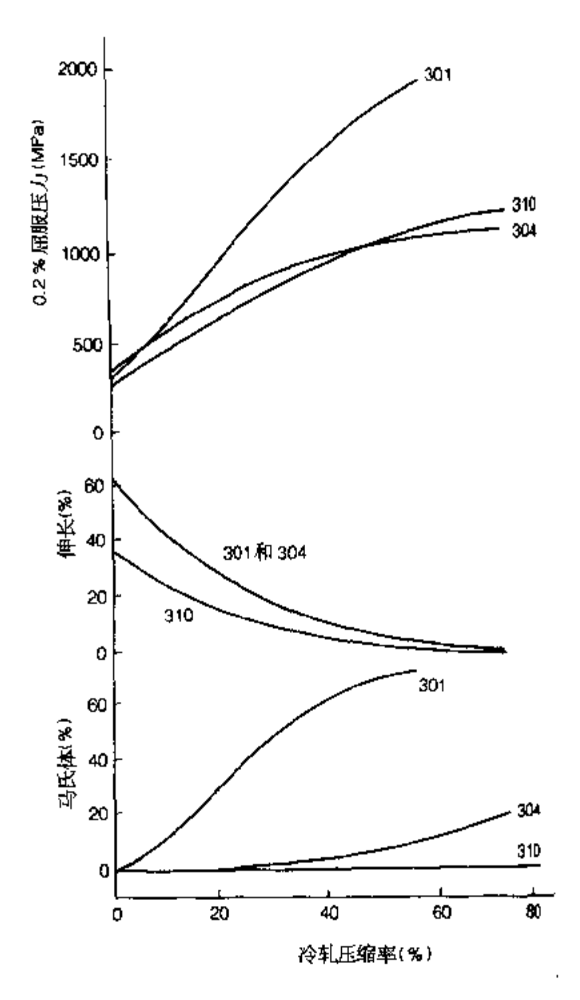


图 12-8 冷轧对三种 AISI 型号奥氏体钢 0.2%屈服应力，塑性和马氏体含量的影响［依据 Liewellyn 和 Marray（1964）］

零下温度的抗拉强度随奥氏体稳定性而定可以不同，稳定较差的品种用 AISI 型号 304 加以说明，其中随温度的降低 0.2%屈服应力几乎没有提高，与屈服应力随温度的降低而提高的正常性能模式相反。这是因为，将应变引起的马氏体转变所引起的体积改变被测量成为试验中的应变，起因于氮、钼或在其它品种中，超额的铬和镍所提高的稳定性给出，随温度的降低而提高强度的正常模式。一般来说，韧性随降低的温度而降低。

·p.541·

12.4.4 双相钢

双相钢的抗拉强度实质上（有效地）高于奥氏体钢。强度随δ铁素体含量的增加而提高，但通常将此含量限定在60%以下以保证最适宜的韧性。关于强度提高的原因仍有争论，但可能涉及固溶强化和这两种相的不同膨胀特性所引起的应变硬化。此外δ铁素体在本质上也强于奥氏体。这一类型钢的局限性是在中间温度下加热过程中会形成脆性的σ相，如图12-9所示出在σ相形成的温度下加热后韧性的降低。因此继固溶处理之后常在水或油中淬火，淬火温度平常是在1100—1150℃，以确保冷却过程中无σ相形成。在σ相形成的临界温度范围内的时间，对于较大截面来说自然较长，因此双相钢大直径的棒材心部的韧性，通常是空冷后的比水淬后的较低。必须注意σ相稳定的温度范围及其形成速度随铬和钼含量的提高而增大。表12-13给出了一种双相钢的一些有代表性的性能。

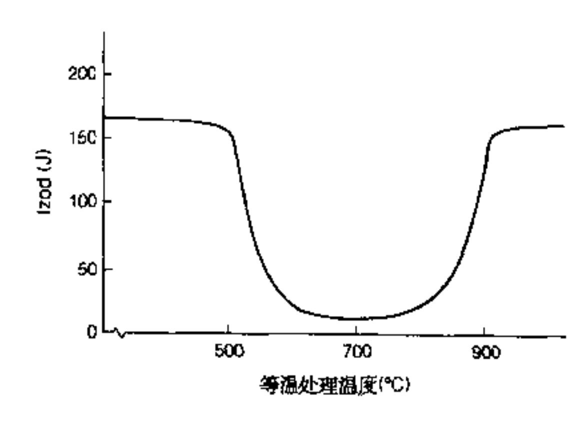


图12-9 等温处理对N°27双相不锈钢韧性的影响，处理时间为4h

表12-13 N°27双相不锈钢有代表性的性能（纵向的）

	(a)	
$R_{p0.2}$ (MPa)	20℃	479
R_m (MPa)	20℃	744
伸长（% on $4\sqrt{A}$）	20℃	42
压缩（%）	20℃	80
Izod (J)	+20℃	293
Izod (J)	-20℃	293
Izod (J)	-60℃	293
Izod (J)	-80℃	224
Izod (J)	-100℃	122
Izod (J)	-140℃	38
Izod (J)	-196℃	16
疲劳极限 (MPa)	20℃	±450

(a) 试验温度。

12.5 高温下的性能

·p.542·

12.5.1 马氏体钢

图12-10中画出了AISI型号410和5种合金钢的0.2%屈服强度对试验温度的关系

曲线。强度和差别一直保持到500℃，高于此温度强度较快地降低，耐蠕变性和持久强度（见第11章）示出用钼、钒、铌合金化对强度的效益，但是必须注意镍的反向效应。这限制了含镍钢（包括析出硬化品种）用到较低温度的实用性。长时间的加热会通过延长回火过程损害室温性能。在某些情况下（由于各种各样的原因）还会发生脆裂，或由于软化增进韧性。

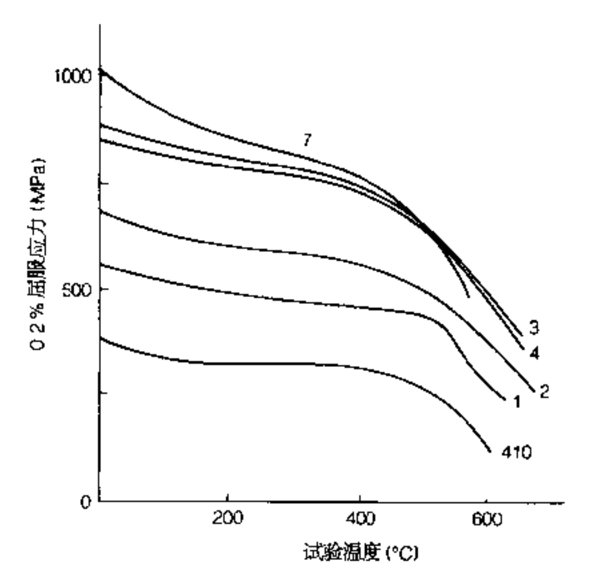


图12-10 温度对某些马氏体不锈钢0.2%屈服强度的影响（曲线编号按照表12-1和12-2中所给出的验定）

12.5.2 铁素体钢

试验温度对抗拉强度的影响表现出与马氏体钢相似的总体图式。虽然，铁素体钢的工业实用性由于在400—550℃范围内剧烈增加的475℃下严重的脆化而受到限制。影响的速度和大小取决于铬含量并由于其它合金元素而加重，对AISI型号405、409或410钢则几乎没有什么影响，但含17wt%Cr时就有明显影响。因此在要求一定蠕变强度场合的温度范围内是没有实用性的。高于脆化温度下利用某些品种的良好抗氧化性，取决于将外加应力降低到最低限度。

12.5.3 奥氏体钢

软化的奥氏体钢的低屈服强度，随温度的提高降低得甚至更多，尽管在200和600℃之间有一近似的平稳阶段。奥氏体钢在较高温度下，保持有用的持久强度方面比马氏体钢表现出明显的优点。长时间加热会引起脆化，次要的效应是由于碳化物形成，而主要效应是由于σ相的形成。形成σ相的倾向随铬含量的提高而增大并通过钼和硅而加重。提高镍含量使此倾向受到扼制。

12.5.4 双相钢

双相钢当再加热时易于脆化，主要是因为铁素体相中的变化。这些变化是由于"475℃"脆化和σ相形成。在短期内会发生的明显效应可以在图12-9中看出。因此这样的钢不在高温下使用。

·p.543·

12.6 加工

这是一个大话题，因而只能给出最简明的论述。讨论将依据钢的标准品种，许多较为复杂的型号需要特殊的掌握。

12.6.1 铸造

铸造的必要条件与低合金和碳素钢并没有多大差别。奥氏体钢需要较多的收缩裕量而且这些钢比普通钢的流动性较差。因此在可以接受的场合下有利用较高的碳和硅含量趋向，而对铸件错综复杂的性能不得不做出让步，在冷却过程中热撕裂可能是奥氏体型钢的一个问题，为加以解决，在成分平衡上常加以调节以确保少量δ铁素体的存在（比较对焊接的影响，第16章）。马氏体、奥氏体和双相钢都广泛地采用铸造形式生产，但铁素体钢除AISI型号405和409（实际上是双相的）以外则不常用，非常大的晶粒度加重本已不良的韧性。在正常热处理之前常用1050—1100℃下的均匀化处理。铸造出来的表面耐腐蚀引发性能不良，尽管这不一定发展到严重程度，平常还是通过机加工或研磨使表面改善后才使用。

12.6.2 锻件

除含碳最高的马氏体钢外，钢锭可以允许冷却到室温，锻造的加热应当缓慢，至少是在850℃以下，并且均热时间需要大于较低合金钢情况下所用的时间是合意的。热强度，尤其是奥氏体钢的热强度较高和缩径常较小，因此对较大的锻件要求再加热或多次再加热。开锻温度通常是1100—1150℃，锻造可以进行低至900℃。奥氏体钢的晶粒细化只能在锻造中通过形变导致的再结晶，因而希望接近停锻温度有相当大量的变形。这对可转变类型钢来说也是一个适合的原则，不锈钢对各种形式的表面撕裂都是敏感的，因此表面清理往往是希望有的。

12.6.3 棒材

大多数棒材是由钢锭经过多道次热轧生产的，或由钢锭已经通过锻造或轧制的钢坯，或由连续铸造产品再经过多道次热轧生产。加工温度与锻造的相似，停轧温度则较低，以致在热处理过程中有再结晶。

12.6.4 扁平产品

在早先的生产工艺中，薄板和中厚板是个别轧制的，用手工控制。现时生产几乎完全是以半自动方式轧成宽“带材”。大钢锭可以热轧成扁坯，或这些扁坯由连续铸造制成（见第3章）。然后将扁坯纵向热轧成中厚板焊接成首尾相连的较薄的形状。马氏体钢冷却后必须加以回火后方可采用，但奥氏体和铁素体钢只通过加热炉便可软化。已经证明铁素体钢由于加重其不良韧性的粗晶粒倾向在大规模生产中特别易于出现故障。的确，对高度合金化的型号来说，最好是在其成为小截面形状以前使材料保持热度以免开裂。中等铬钢（AISI型号430，434）的成分平衡应当给出有助于防止严重晶粒粗化的双相组织。连续铸造已经使这些问题有所减轻。

·p.544·

继去除氧化皮后，通过冷轧进一步减径可以产生较好的表面光洁度和较精确的尺寸。这些程序连同成卷和开卷也是半自动的。马氏体钢如果可以足够软化时也可以按此方法处理，但后一要求不能用于较高合金化的抗回火钢和析出硬化型钢的加工。最后的

退火是通过含有光亮退火气氛（通常是裂化氨）的加热炉，或用氧化性气氛其后使带钢材通过一清洗工序（酸洗或溶化的氢氧化钠浴），然后将钢切成薄板或以卷材交货。

12.7 制　　作

12.7.1 冷成形

大多数不锈钢型号可以通过弯曲、拉拔、压制、拉伸、分级旋转挤压等冷成形，但是可以完成的轻便性及程度则由力学性能，特别是硬度、塑性和加工硬化率限定。因此不太高合金化的马氏体型号是最适合于冷成形的。对扁平产品来说这主要限定于弯曲或浅压，虽然一个例外是很适宜于拉伸成形的可控转变型号。扁平产品的铁素体钢（例如AISI 型号 430）会易于弯曲和拉伸到一定程度，并因其相对较低的硬度和低的加工硬化率对于深拉是理想的。虽然较高的加工硬化率使其不太适于强烈深拉加工程序，奥氏体钢还是可以深拉并且它们的性能是适宜作拉伸成形的。

12.7.2 机加工

在马氏体和铁素体钢情况下，可机加工性一般与硬度有关，因此在可以接受的场合下应当在硬化的最软状态进行尽可能多的机加工，必要时以后进行。因此那些抗软化的品种加工时间势必较长。铁素体钢最易于机加工，因此常优先于其它类型钢用其做成小机械部件。当想要最高机加工效率时自然易切削钢最好，但必须记住从硫或硒含量对某些其它性能所带来的不利影响。

奥氏体钢尽管一般来说具有较低的硬度，但比较难以机加工。这主要是由于其极好的塑性使切屑断裂减至最小限度，以及其高的加工硬化率。为力图克服后者，切削速率通常低于其它品种，可能时还要加以刚性切屑。用易切屑品种切削速率会较快些。

12.7.3 焊接

·p.545·

除析出硬化和可控转变型钢以外，通常不推荐对马氏体钢施加焊接。理由是这类钢的高淬硬性和转变状态下的硬度，使焊缝和高温热影响区易于开裂。虽然，如果确定并保持适当的程序，包括焊前和焊后热处理、焊条适当的保存和焊条的选择、确保焊缝适宜的低氢含量时也能进行结果良好的焊接（第 16 章）。含碳较高的材料易于出现开裂，这也是析出硬化和可控转变钢优越的一个原因。这些钢在大多数情况下可以焊接，无须预热，但为增进必要的性能焊后热处理是必需的。

虽然铁素体钢可以焊接，对于那些加热时形成奥氏体继后转变的品种（例如 AISI 型号 430）焊后热处理是必要的，为的是产生比较好的韧性和去除对焊接接头晶间腐蚀的敏感性，对于稳定的铁素体钢种（例如 AISI 型号 442）来说，焊缝组织一般是带旋转轴线弱化的粗晶粒，这不能通过为去除焊接接头晶间腐蚀敏感性所必需的焊后热处理加以修正。有些稳定化的高合金铁素体钢在此方面据认为是优异的，并且从两种观点来看即是可焊的又无须继后的处理。

低铬 AISI 型号 405 和 409 具有低的碳含量和双相组织（铁素体和回火马氏体），即

不提高焊缝硬度又不象碳较高的钢（AISI 型号 410 和 420）那样易于发生焊接开裂。虽然常需加以焊后处理，而用奥氏体填充材料做成的焊接件有时是以焊接状态使用的。

非硬化的奥氏体钢没有氢致开裂的风险并具有优异的焊接性。不必预热而且焊后处理只有在特殊情况下需要消除应力，或为了使焊接成分均匀化确保最高的耐蚀性时才应用。在重约束下做成全奥氏体焊缝时，在冷却过程中经过“热脆”温度范围时会形成微小裂纹。这可以通过采用凝固时产生含少量（2%—8%）δ 铁素体的填充金属加以避免，并且设计了产生这一组织的焊条。实际上，大多数标准品种当气焊时就产生这样的焊接组织，一个例外是高合金的 AISI 型号 310 钢。有些高合金的特定品种（表 12-6）为避免脆化需要特别注意。

双相钢是易于焊接的虽然必须注意在高合金化型号中 σ 相形成的可能性。

12.8 耐蚀性

12.8.1 钝性

不锈钢在耐蚀性方面的价值基本上限于钝性是有效的那些环境条件。一种金属被认为是钝态的，当即使暴露到与环境的反应理应随系统中热力学自由能的降低而发生的条件下，它仍实质上无限期的不受影响。钝度可以如上所述实质上是完全的，或部分的其中全部金属表面经受变化，但以缓慢速率，或其中表面的某些面积可以仍然是完全活性的。

·p.546·

一般公认钝化是由于金属表面上有一种不可见的氧化膜。当前形式的氧化膜理论主要起源于 Evans（1960）并曾经过对于观念的提出者的批判分析。这种情况后来由 Hoar（1976）进行了审查并指出氧化膜理论从其最初提出以来，所积累的很多重要的实验资料来看已经得到了支持和推广。它的确对不锈钢的探讨提供了一种合宜的假说并将在这里加以应用。

许多金属包括铁可以在一定的环境中是钝态的。这些环境对铁来说是有限的，而且在干空气中形成的氧化膜，通常在潮湿条件下易于崩溃，在铬金属上形成的氧化膜，设想其主要是 Cr_2O_3，则稳定得多，这说明了该金属对许多潜在腐蚀环境的优异耐性的原因，用铬使铁合金化扩展其中钝度是可能的环境条件范围，并且据认为选择氧化所引起的不是单纯的铁氧化膜而是生成富铬的氧化膜。经常认为至少 12—13wt% Cr 是必需的，但可以说明从很少量铬的加入向上升改善是逐步的。或许可以把固溶体中约 12wt% Cr 看作阈值，在其以上可以称为不锈钢。其它元素被用来补充铬的有益作用。

12.8.2 腐蚀的形式

研究合金与腐蚀性环境之间的反应是复杂的，其中相对性质根据腐蚀剂和所涉及的腐蚀形式可以改变。为了清楚，对不同的腐蚀形式将予以个别的论及：

(a) 一般腐蚀；

(b) 点蚀；

(c) 孔隙腐蚀；

(d) 大气腐蚀；

(e) 双金属腐蚀；

(f) 组织腐蚀；

(g) 环境引起的断裂（静应力）；

(h) 环境引起的断裂（循环应力）；

(i) 腐蚀；

(j) 高温下的腐蚀。

除上列 (f) 到 (i) 以外，对各种形式腐蚀的耐性主要由固溶体中有效元素的浓度、而不是由基本的显微组织所确定。因此按照显微组织对钢的分类虽然给出了力学和物理特性的一些象征，却毫未示出潜在的耐蚀性，这是因为在一组钢型号以内成分相差悬殊。因此，在以下节段中注意力主要集中在合金化对腐蚀的影响，从而可以对表 12-1 到 12-7 各种不同的钢的相对优点作出判断。实例大体上涉及标准钢。由于现有的试验数据一般包括不同的试验技术，对比特殊有专利权的品种是困难的。

·p.547·

12.9 在酸溶液中的一般耐蚀性

一般腐蚀发生于钝态膜完全被去除或整个表面均匀地变质时，所有表面于是受到实际上均匀的侵蚀，虽然由于晶粒取向或类似效应表面有些变粗糙，这样的侵蚀通常是在酸溶液中。图 12-11 图解示出在一种酸溶液中用恒电势或动电势测定的一种阳极极化的形式。ABCDE 是阳极的曲线，除非有一些溶液反应，在已知的电势下的电流密度与腐蚀率成正比。低电流部分（CD）是钝态范围。A 以下钢受到阴极保护，和负电流是由于氢放出。AC 是减少的融蚀范围。D 以上，腐蚀通过膜，使膜变质。这样测定的阳极曲线只代表腐蚀反应的一半（电子释放过程）并且必须有相应的阴极反应（电子消耗）。对每一种合金电解质系统来说，有一阴极曲线，其位置决定腐蚀是否会发生和以多么快的速率。图 12-11 中示出了三条直观的曲线，交叉点指出未从外源极化的实际位置。对 XY 来说，交叉点处于钝态范围，并对所有实际用途钢都是不受腐蚀的。即使膜受到机械损伤，它会很快恢复。如果曲线处于较低水平，如 X′Y′（即条件是比较还原的），有三个可能的交叉点。只有较低的一个（在 AB 上）是稳定的。如果将钝态钢置于酸中，在 CD 上的电势可以保持某一时间，但任何膜破裂都将导致快速，普遍落到稳定点。

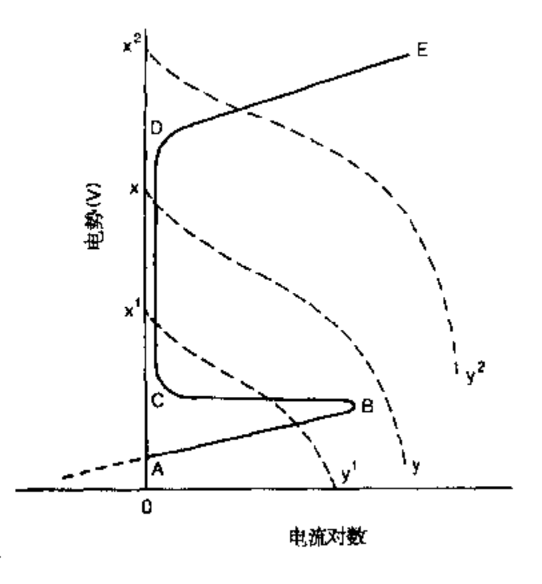


图 12-11　一种不锈钢在一种酸性溶液中图解的阳极极化曲线

X^2Y^2 代表高度氧化条件。对一已知的电解液来说，阳极曲线上临界点的位置取决于钢的成分。

12.9.1 合金化对腐蚀作用的影响

·p.548·

图 12-12 示出用各种不同铬含量合金化的铁对 5 种酸的冷（20℃）溶液中腐蚀率的影响。在稀硫酸中，本已对铁就发生的迅速侵蚀通过用铬合金化居然使侵蚀加速。原因是阴极曲线属于图 12-11 的 X'Y'形，并且尽管电势因加入铬稍微降低，而降低的程度却不足以诱发钝度。况且，在活性状态铬是缺少惰性的金属，因而引起侵蚀的加速。稀盐酸的情况相似，虽然铬引起的加速不那样明显，所以显然马氏体和铁素体钢对于这些还原性酸没有什么价值。在硝酸、磷酸和醋酸中的作用则不同，有低铬含量下，材料是活性的，但随铬含量的提高首先是减少腐蚀率然后产生全钝度。依据图 12-11C 点的降低可足以使与阴极曲线的交叉点进入钝态范围。例如在较浓的硝酸溶液中的试验，理应意味着较高的阴极曲线随图 12-12 的腐蚀曲线向左移动。因此马氏体和铁素体钢在耐这些酸的腐蚀上会有用处。

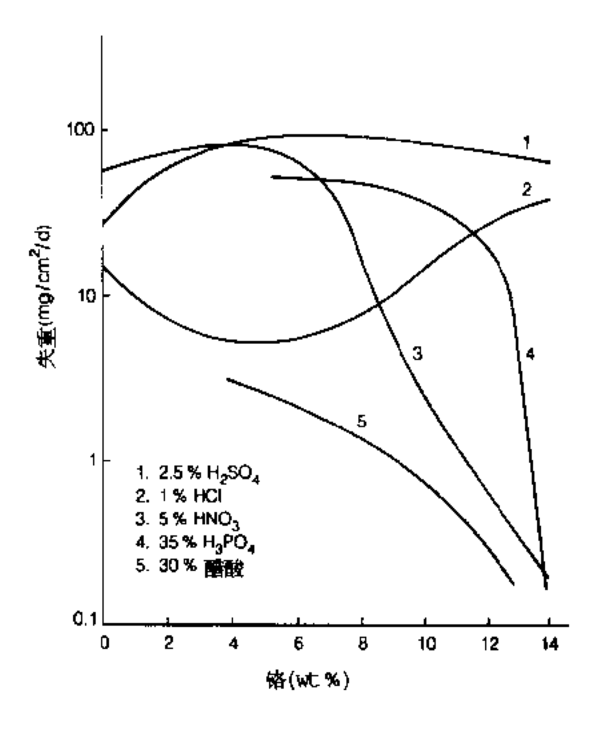


图 12-12 铬含量对低碳钢在几种酸溶液中 20℃下腐蚀率的影响（酸浓度，wt%）

用镍合金化的铬钢是有益的。镍通过提高氢超电势降低腐蚀率从而促进钝度的实现，这从表 12-14—12-17 中 13wt%Cr 与 12/12Cr—Ni 和 17wt%Cr 与 18/8Cr—Ni 的数据对比可以看出。铜提高阴极曲线并且具有很有益的作用（对比表 12-14 和 12-15 中 18/8Cr—Ni 与 18/8/1.5Cr—Ni—Cu）。钼对钝态范围和在许多酸中腐蚀动力学具有有益的效应，这可以从表 12-14 到 12-16 看出，但不是在强氧化性酸中。虽然在固溶体中的其它

表 12-14 某些钢在硫酸溶液中 20℃下的性能

	低碳钢	13wt%Cr	12wt%Cr 12wt%Ni	17.5wt%Cr	18wt%Cr 8.5wt%Ni	18wt%Cr 8.5wt%Ni 1.5wt%Cu	18wt%Cr 10wt%Ni 1wt%Mo	18wt%Cr 10wt.%Ni 3wt%Mo
引起去钝化的酸（%）	<0.25	<0.25	<0.25	<0.25	0.25—0.5	0.25—0.5	5—10	10—20
腐蚀率（%）（mg/cm²/24h）								
5	38.4	143.0	2.2	25.2	8.4	0.5	0	0
10	51.8	>200	3.2	47.2	16.2	1.1	0.5	0
20	83.3	>200	7.4	77.3	19.4	2.1	4.4	0.4
35	138.8	>200	8.5	188.0	26.4	8.1	14.0	3.7
50	116.3	>200	9.1	199.0	60.9	193.0	54.8	19.3

表 12-15　某些钢在盐酸溶液中 20℃下的性能

	低碳钢	13wt%Cr	12wt%Cr 12wt%Ni	17.5wt%Cr	18wt%Cr 8.5wt%Ni	18wt%Cr 8.5wt%Ni 1.5wt%Cu	18wt%Cr 10wt%Ni 1wt%Mo	18wt%Cr 10wt%Ni 3wt%Mo
引起去钝化的酸（%）	<0.25	<0.25	<0.25	<0.25	0.25—0.5	0.25—0.5	5—10	1—2.5
腐蚀率（%）	（mg/cm²/24h）							
1	10.7	31.1	0.6	10.3	1.6	0.3	0.4	0.0
2.5	22.1	105.0	0.9	14.9	4.3	0.4	3.2	1.5
5	31.4	143.1	1.5	17.8	6.5	1.0	4.2	2.8
10	41.3	>200	2.4	29.8	13.4	1.6	8.3	9.7
20	76.2	>200	9.9	73.0	51.2	11.1	26.9	18.9

表 12-16　某些钢在沸腾磷酸溶液中的性能

	低碳钢	13wt%Cr	12wt%Cr 12wt%Ni	17.5wt%Cr	18wt%Cr 8.5wt%Ni	18wt%Cr 10wt%Ni 1wt%Mo	18wt%Cr 10wt%Ni 3wt%Mo
引起去钝化的酸（%）	<1	1—2.5	2.5—5	5—10	35—50	35—50	35—50
腐蚀率（%）	（mg/cm²/24h）						
10	>200	17.4	8.8	0.5	0	0	0
20		64.8	20.6	16.0	0	0	0
35		>200	>200	>200	0	0	0
50					>200	2.0	0.6
65						59.2	14.3

表 12-17　某些钢在沸腾硝酸溶液中的性能

	低碳钢	13wt%Cr	12wt%Cr 12wt%Ni	17.5wt%Cr	18wt%Cr 8.5wt%Ni	18wt%Cr 10wt%Ni 1wt%Mo	18wt%Cr 10wt%Ni 3wt%Mo
腐蚀率（%）	（mg/cm²/24h）						
5	>200	20.3	5.3	0.2	0.0	0.0	0.0
15	>200	5.0	0.5	0.4	0.0	0.0	0.0
30	>200	9.1	1.0	1.3	0.1	0.2	0.5
70	>200	8.7	4.9	2.0	0.6	1.1	1.4

合金元素会对不锈钢的耐蚀性能表现出有益效应，而以上那些主要是用于对酸溶液产生耐蚀性的。别的元素（例如氮、钛、铌）用作其它目的但也能有助于耐蚀性。将会注意到，表 12-6 的高合金奥氏体钢含有大量的某些或所有的重要元素，因此是现有的最耐

酸的钢种。提供所有这些的对比数据是不现实的，但合金化含量将给出一个粗略的导向。从图 12-13 中的等腐蚀曲线，可以看出某些钢包括一个高合金品种的比较耐蚀性。图 12-14 示出铬和镍含量对强氧化性浓硝酸中腐蚀的影响，对此条件来说用钼和铜合金化是无益的。

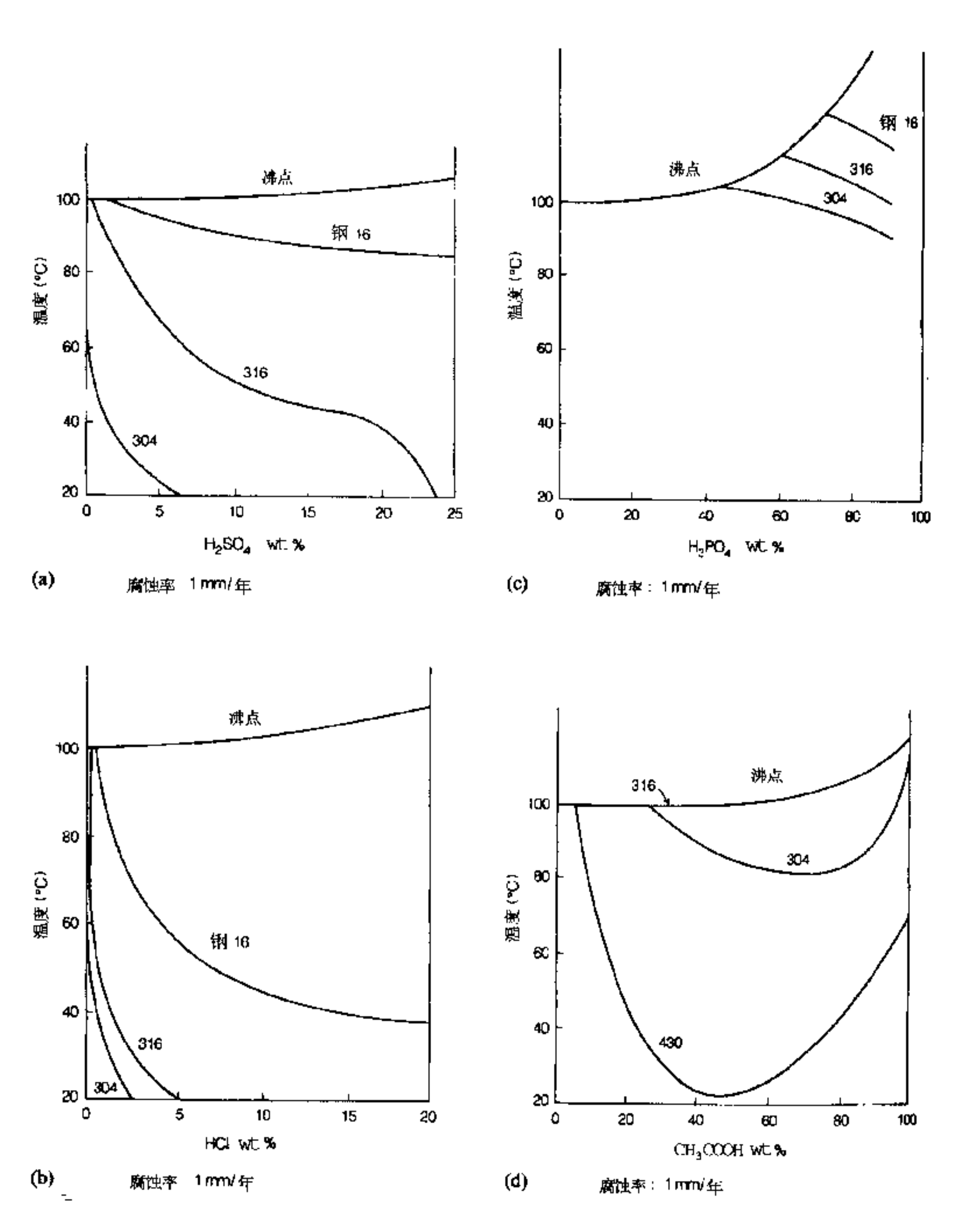


图 12-13 几种钢在四种酸（a）H_2SO_4，（b）HCl，（c）H_3PO_4 和（d）CH_3COOH 中的等腐蚀曲线

·p.551·

12.9.2 在酸溶液中的阴极和阳极保护

对所有型号钢来说，降低电势到图 12-11 的 A 点以下足够量值的阴极极化将产生完全保护和氢放出。这样的阴极保护实际上几乎没有什么用。

另一方面，阳极极化则广泛用来给予保护。再次参照图 12-11，如果一种钢在比方说 AB 和 X′Y′的交叉点处，施加足够量值的阴极电流，就会将电势提高到 C 以上从而产生钝性。然后保持钝度所必需的电流就会降低，这就是阳极保护，但两个警告是中肯的。首先必须注意不要超过 D 点，否则由于超钝度将引起腐蚀。其次酸溶液中存在卤化物很有可能阻碍要达到的全部钝性，并因此发生点蚀。

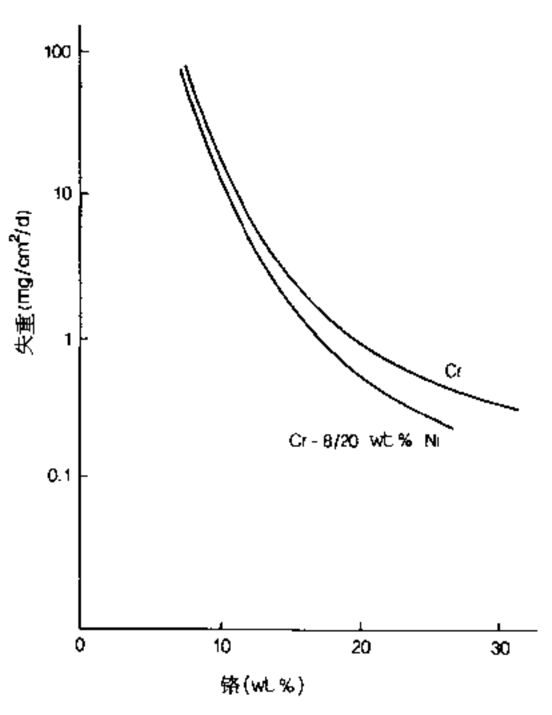


图 12-14 Fe—Cr 和 Fe—Cr—Ni 钢含铬量对沸腾的 70wt%硝酸中腐蚀率的影响

12.9.3 超钝度

如果极化到高电势时所有不锈钢在酸溶液中都可受到腐蚀，薄层受到氧化，铬以高价状态进入溶液。在含有很强氧化剂的酸溶液中，这样的腐蚀也可以未极化状态出现，图 12-15 中示出的是 AISI 型号 304 在加入各种不同数量三氧化铬的 50%硫酸中的实例。在这样的硫酸溶液中 AISI 型号 304 就会被还原的溶液很快地溶解，但是氧化剂已加以防制，取而代之通过超钝度引起较缓慢的腐蚀。关于给定钢的这种侵蚀率取决于酸度、氧化剂的性质及浓度和温度。正如可以看出的那样，在腐蚀开始以前，有一感应期，在此期间形成一种较密集的、可见的氧化膜。在超钝度情况下提高钢的铬含量会是不利的。

·p.552·

12.9.4 添加剂对酸溶液腐蚀作用的影响

讨论至此已经论述了纯酸。实际上常有以不纯物存在的其它物质作为特定工艺的成分，或起着腐蚀抑止剂的作用。

许多物质，尤其是有机物，会吸附到阳极或阴极部位上减小反应率。

溶液中的氧化剂可以提高电势并通过促进钝度提供保护作用，像阳极保护情况那样。当数量不足时，虽然或许会使腐蚀加速并且在极端情况下可能引起超钝度，如图 12-15 所示。另外，当有卤化物时，可能会引起点蚀。虽然，如果正确使用，腐蚀率可以得到控制。

相反地，还原剂的存在会在理应形成钝态的条件下而引起去钝化。一个实例是硫酸溶液中的二氧化硫，卤化物离子具有显著的去钝化倾向，并且即使是少量的存在也会在理应是安全的条件下引起腐蚀。表 12-18 给出了一个实例。

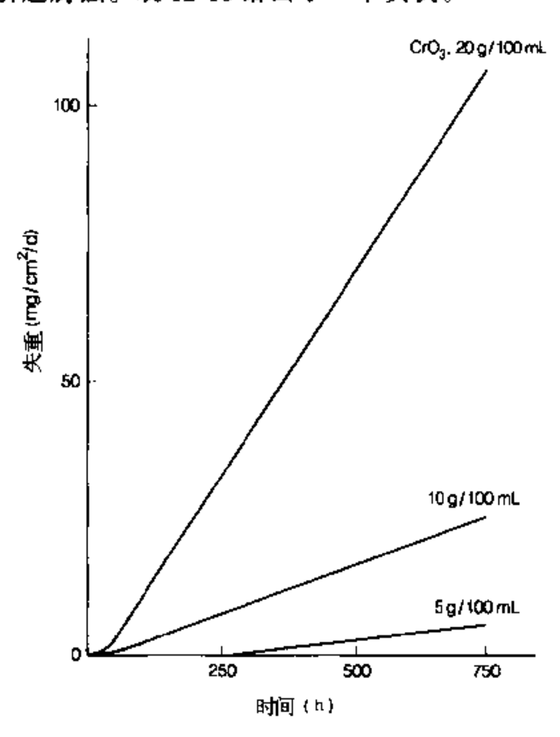


图 12-15　AISI 型号 304 钢在加入不同量三氧化铬的 50%硫酸溶液中 20℃下的腐蚀

表 12-18　AISI 型号 347 钢在 60wt%硝酸溶液中的腐蚀率（$mg/cm^2/24h$）

氟化物含量[a]（wt%）	温度（℃）		
	60	80	沸腾
0	0	0.1	0.3
0.1	0.4	0.7	3.6
0.5	2.6	4.9	17.2
1.0	5.1	10.7	24.7

[a]以 NH_4F 加入的。

12.10 点　蚀

当由于还原的溶解发生一般腐蚀时，在隔离点处的钝性开始瓦解然后很快地散布到整个表面。在微酸、中性或碱性溶液中不发生这样的散布腐蚀，而是或者随后再钝化或腐蚀局限于紧接膜破裂以下的位置。只有一定的电解液型保持此种变化过程，含有卤化物的那些是最可疑分子。氯化物和溴化物离子是最危险的，前者是最经常遇到的，碘化物和氟化物比较起来是完全无害的。如果腐蚀继续称之为孔的小空穴便扩大。

·p.553·

12.10.1 凹痕发生

图 12-16 示出在中性氯化物溶液中测定的阳极极化曲线的示意形式，由于阳极电流一直达到 B 点都是低的，没有图 12-11 的“活性图”（ABC）。这里点蚀的发生和金属溶解根据所达到的电流。因此在非极化状态是否发生腐蚀取决于阴极曲线的位置；XY 理应给出钝性，X'Y'理应引起点蚀。如果有氧化剂时曲线高些。B 点称为点蚀电势 P_p，或有时叫做瓦解或破裂电势。它是一个能再现的数值，但只在如果将试验条件加以严格地标准化时，影响其位置的溶液特性包括氯化物离子浓度、pH 和温度（见图 12-17）。溶液中，其它离子可以是有益的（例如硝酸盐或硫酸盐）或有害的（例如硫化物）。

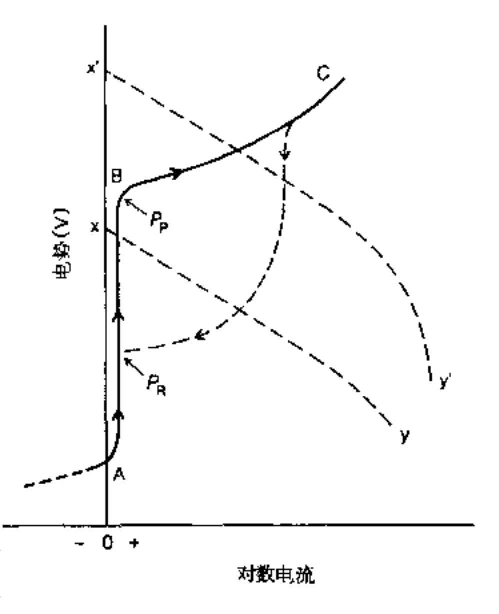


图 12-16　一种不锈钢在中性氯化物溶液中阳极极化曲线示意图

除上述特性以外，其它溶液因素也是很重要的，特别是氧化剂的存在。例如，三氯化铁因为阴极曲线处于高电势下是很具侵蚀性的。溶液速度也很重要，停滞状态促进点蚀发生。因此表面上的任何聚集物都是危险的，因为在其下面的溶液处于停滞状态。这种情况将在孔隙腐蚀论题下讨论。（见 12-11 节）。

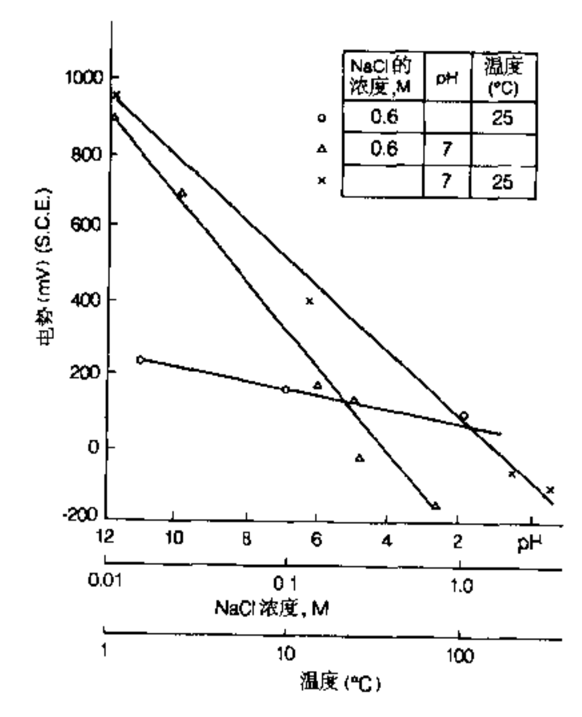


图 12-17　AISI 型号 316 钢的点蚀电势受腐蚀介质的氯化物离子浓度、pH 和温度的影响

·p.554·

表面条件也很重要，光滑表面较少可能发生点蚀。厉害磨伤的或粗磨的表面，含有

成为膜脆弱点的凸度并且还会有溶液能停滞的陷阱。高温氧化物（例如从焊接加热所带来的）是危险的，发生凹痕几乎不可避免。

由于关于钝性的性质有不同的观点，因此对凹痕的发生所提出的机制也有所不同。就氧化膜学说而论，认为氯离子在点蚀电势下与氧化物保持平衡。与之竞争的氧吸附理论则提出了氯离子的竞争性吸附，这是在证实并非较高电势下的氧。在两种模式中都必须提出膜内的脆弱处是凹痕发生部位。现已证明起始是在晶界、硫化物夹杂、氧化物夹杂或必然发生的滑移步骤，实际上，硫化物夹杂和晶界看来是最常发生的部位，具有低硫含量有一定的功效，并且高硫"易切削"钢品种必定特别易出点蚀。晶界实际上是不能避免的。点蚀可以优先在局部应变部位发生但并没有冷加工钢较差的迹象。没有实际数据说明从钢中很低的氧含量得到了什么益处。

12.10.2 凹痕长大

关于凹痕长大没有什么争论，见图 12-18 用图解法所示。在凹痕中进入溶液的金属离子从凹痕以内的溶液将氧去除。氯化物离子迁移进入凹痕内保持中性。形成的金属氯化物被水水解使 pH 降低。由阳极反应释放出来的电子流到邻接的凹痕表面与水和氧形成羟基离子。羟基离子与凹痕开口处的金属离子起反应生成不溶性的氢氧化物，这主要是锈斑。在凹痕以内改变的环境，即低氧含量、低 pH 和增加的 Cl^- 含量保持活性而流到邻接表面的电子使电势降低，并因而使反应限制在局部。腐蚀率基本上是在阴极控制之下。

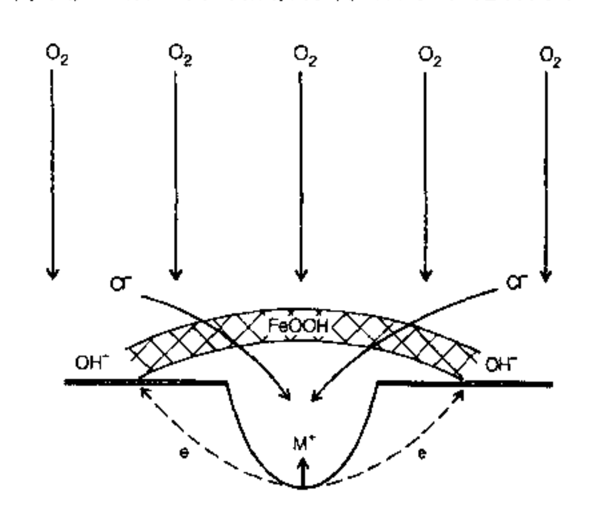


图 12-18 长大的腐蚀凹痕示意图

·p.555·

在凹痕内侵蚀性环境的发展意味着即使在一起始的环境已变成不太侵蚀后，例如在较低温度下，或降低的氯化物含量时凹痕会继续长大。这种情况可以在极化实验中再现，如图 12-16 所示。当达到 C 点后反向电势扫描时，电流直至达到远低于原来的击穿电压 B 的电势 P_R 以前不停止。再钝化电势 P_R 代表凹痕以内新环境的击穿电压。

12.10.3 钢成分的影响

图 12-19 示出铬对耐凹痕发生的递增效应。镍也是有益的，但要小得多。在 15wt% Cr 下从 0wt% 到 60wt% Ni 只使点蚀电势增加 15.0mV。固溶体中其它元素可以有不同的效应：有益的，有害的或微不足道的。在公布的数据之间不总是一致的，这可能是由于不同的评定技术，但是表 12-19 中的数据全部涉及同一种方法并且合金元素的加入是对同一种基底材料（18wt% Cr，15wt% Ni）。只发现了钼具有明显的有益作用，较为详细的结果见图 12-20。虽然有限数量的氮只有缓和的效应，而在高合金材料中却具有显著的

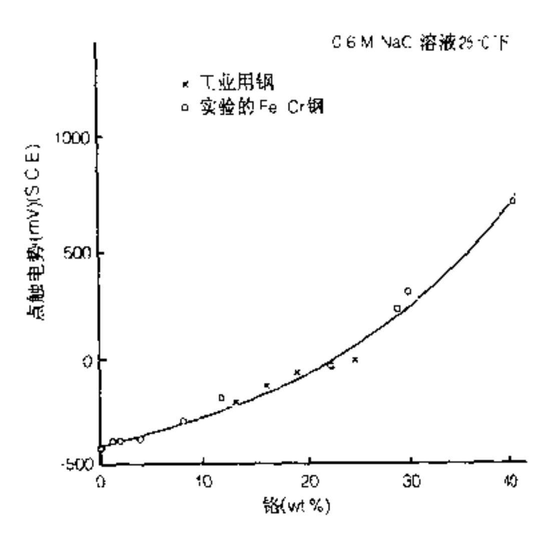


图 12-19 在 Fe—Cr 合金和工业用钢中铬含量对点蚀电势的影响

价值。如图 12-21 中所示。事实上，铬、钼和氮是现时有利于设计高耐点蚀性钢的元素，并且根据这些元素重量百分数描述合金的耐点蚀性指数正在成为普通常事。一个通用的是(Cr) + 3.3(Mo) + 16(N)。虽然这无疑过于简化，而用这样一个指数作粗略的评定还是有一定的合理性，如图 12-22 所示，此图是根据 81 种钢的结果并全是用同一方法评定的。曲线图急剧的向上越过尚待令人满意的解释，像关于元素的互相联系效应。必须注意，研制的所有高合金的奥氏体和铁素体钢，要具有高的耐点蚀性给出的指数均在曲线上位平稳段区域。

·p.556·

表 12-19 各种不同的加入物对 18/15wt% Cr Ni 钢在耐点蚀性方面的相对效应（由极化曲线评定的）

有害的	稍微有害的		没什么效应	稍微有益的	有益的	很有益的
Pd (0.2)	Gd (0.3)	Hf (0.52)	Au (0.2)	Sr (0.3)	Ti (0.48)	Mo (2.36)
Al (1.04)	Ta (0.46)	V (0.91)	Zn (1.0)	Ga (0.25)	Zr (0.34)	Mo (3.91)
Al (2.49)	Nb (0.2)	V (1.79)	Cd (1.0)	N (0.2)	Mo (0.99)	
S (0.1)	Ag (0.2)	Nb (0.41)	Si (1.04)		Co (5.29)	
	B (0.009)	W (0.96)	Si (2.56)		Co (5.29)	
	Ti (0.25)	Re (0.2)	Ge (0.25)		Cu (2.07)	
	Pb (0.2)	Os (0.2)	Sn (0.35)		Si (3.49)	
	Bi (0.03)	Zr (0.2)	As (0.1)			
	Mn (4.1)	Pt (0.2)	Sb (0.11)			

括弧内的数字是加入物的 wt%。

上位平稳段不代表耐蚀性上限，而是此试验（氧放出）用途的限度。通过提高电解液温度可以使试验更加具有侵蚀性，但目前还是推荐按照临界点蚀温度评定耐点蚀优异的钢种，或在一固定的电势下或未极化的在一种高氧化还原电势的溶液中。有些结果列于表 12-20 中。

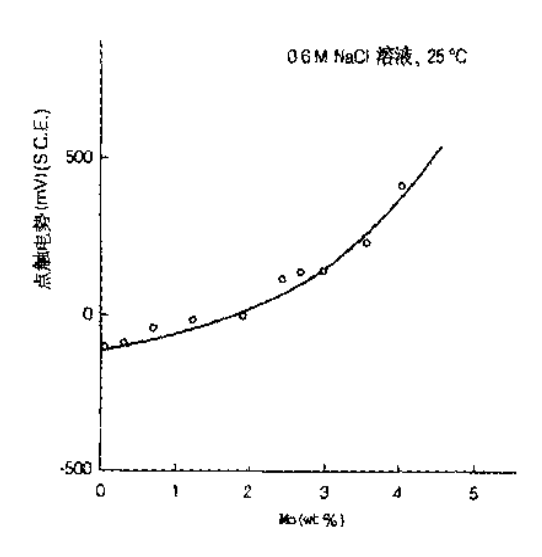


图 12-20　钼含量对 18wt%Cr，9wt%—15wt%Ni 钢点蚀电势的影响

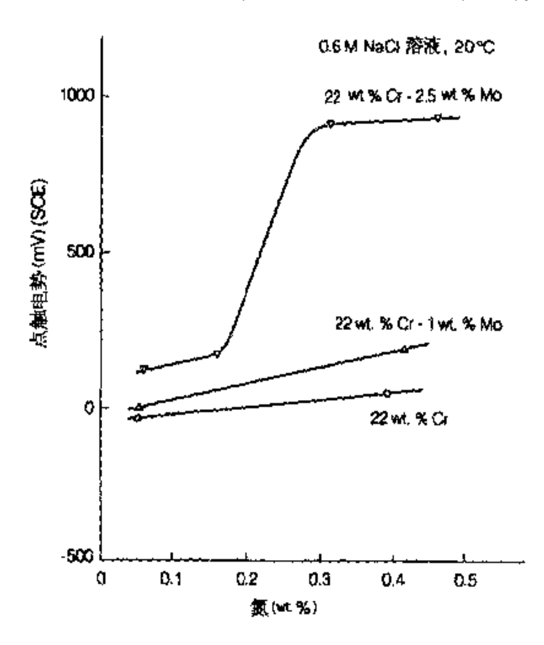


图 12-21　氮和钼含量对 22wt%Cr—20wt%Ni 钢点蚀电势的效应

表 12-20　某些高合金钢的临界点蚀温度

成分（wt%）				点蚀温度[a]
Cr	Ni	Mo	其它	（℃）
17	11	2.5	-	<25
20	20	2.5	Cu 1.5	53
20	25	6.2	-	62
25	4	4	Ti 0.4	63
27	30	3.5	Cu 1.0	65
20	18	6.1	Cu 0.7 N_2 0.2	82

a 在 3wt%氯化钠溶液中测定的，电势控制在 600mV（SCE）［根据 Wallen（1980）］。

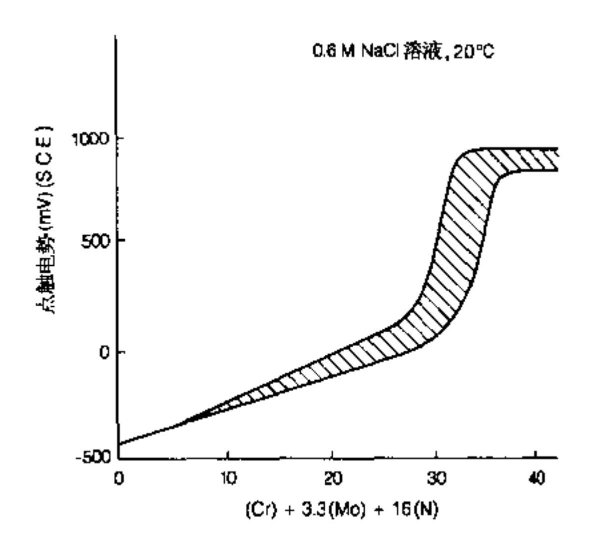


图 12-22 含有 Fe—Cr，Fe—Cr—Mo，Fe—Cr—Ni，Fe—Cr—Ni—Mo，Fe—Cr—Ni—N 和 Fe—Cr—Ni—Mo—N 81 种钢的 Cr 当量（Cr + 3.3Mo + 16N）与点蚀电势的关系曲线

·p.557·

12.10.4 海水使用

表 12-21 示出了某些钢在实验室未极化的 20wt%氯化钠溶液中的腐蚀率，这些数据有效地评定或分出钢的等级，但是论证在实验室试验的这样溶液中的结果与使用性能的关系是困难的。尽管所用溶液的高氯化物含量，型号 304 没有什么腐蚀和型号 316 一点

表 12-21 在 20%氯化钠溶液[a] 中 20℃下的腐蚀试验

型号	成分（wt%）				点蚀电势[b] (mV)（SCE）	指定时间的腐蚀		
	Cr	Ni	Mo	其它		3 月	6 月	12 月
410	12.86	0.25	0.08	–	– 200	3.6	6.8	10.2
416	13.32	0.28	0.40	0.28S	– 300	5.1	8.2	14.8
Sleel3	10.59	0.81	0.62	0.13V，0.34Nb	– 250	3.5	5.4	9.4
430	16.10	0.25	0.07	–	– 120	0.5	1.2	2.8
304	18.68	10.03	0.49	–	– 70	0.3	0.8	1.7
303	17.68	9.60	0.35	0.21S	– 180	1.0	3.3	4.0
316	17.47	11.41	2.68	–	+ 140	0	0	0

[a]每天吹入空气两次 1h 搅拌的溶液，另外时间是静止的；

[b]在 0.6M（克分子）NaCl 溶液中 25℃下测定的。

都没有腐蚀。海水的氯化物含量远比此含量低（大约 3.5wt%），但是这些型号钢在海水应用中经常受到严重的点蚀。实地使用与实验室典型条件的明显偏离的主要原因是，由于使用中的污染等所形成的裂隙，或存在偶然发生的或作为建造细节所引起的机械裂隙。由于海洋生物体的污垢引起点蚀的严重影响是众所周知的。如果海水流动得够快，污垢不会发生，点蚀也就得以避免。通常将 1.5m/s 的流速作为防止污染作用的最低限度。间断的浸渍，像在潮汐区域，繁苛较小（Flint，1976）。这些各种不同的特点说明，

为什么海水应用中标准奥氏体不锈钢的使用遇到了如此不同的结果，从完全损坏，例如薄截面穿孔，到使用上的成功。例如虽有点蚀而对功能价值无害到完全没有腐蚀。必须注意较少合金化的钢甚至处于更大的危险下，13%Cr型钢对此用途几乎没有实用价值。较高合金化的型号风险较小。因为基本上是裂隙的存在确定着使用情况，这些后者的型号将在裂隙腐蚀一节中加以讨论（见12.11节)。

除海洋生物体的生长以外，同样的原理适用于其它天然水和工业溶液中，但取决于溶液或水的性质表现出各不相同的影响。

在可以应用的场合下点蚀可以通过阴极保护加以控制，极化必须使电势降低到点蚀电势以下的程度，或如果钢已经点蚀必须使其低于再钝化电势，在接近中性或碱性电解液中，没有还原的去钝化危险因为在极化曲线中没有“活性圈”。

·p.558·

12.11 缝隙腐蚀

缝隙腐蚀是一种局部的腐蚀，它可以发生在缝隙以内或在有停滞溶液屏蔽的表面上。这样的缝隙可以出现在相同的或不相同的金属、金属和非金属之间并由于沉积或有机体增长而发生。这种现象并不限于不锈钢而适合于许多金属和合金，虽然其机制在细节上会有所不同。缝隙必须是宽度大到足以容纳足够的腐蚀性物质而又窄到足以保证停滞。侧向尺寸也会是重要的。

不锈钢表面上存在的缝隙会对许多类型的腐蚀剂中腐蚀的发生施加影响，例如由于限制接近氧化剂或酸溶液中的抑制剂，但最重要的是在前一节中所讨论的可能会引起点蚀的环境中。确实，在这样溶液中点蚀和缝隙腐蚀的不同只在发生阶段，一旦腐蚀已经发生，扩展则通过相同机制。虽然对许多环境都是重要的，缝隙腐蚀在海洋工程领域中引起了最大的关注，并且大量研究和实用探索已经包括了海水或合成的海水。实用的缝隙类型已经根据海洋工程应用中常发生的和不经常发生的问题加以分类，如表12-22所示出。可以看出涉及间歇运动的那些问题在危险较小组中。

表12-22 基于海洋使用经验对缝隙侵蚀度的分类*

常见的问题	不常见的问题
螺栓头对垫圈	空心轴对泵轴
垫圈对基板	管对管板
螺栓头对螺母丝扣	阀杆密封
钢丝绳	泵轴密封
未完全熔化的焊缝根部焊道	污物沉积
连接衬垫对容器壁	橡皮衬垫对板型热交换器内的金属板
深熔角缝的加强肋对甲板	泥沙沉积
O型环对磨光的表面	
密封垫对凸缘面	
聚四氟乙烯对金属	
聚乙烯绝缘带对金属	
茗荷介对金属	

续表

常见的问题	不常见的问题
硅酮对金属	
二硫化钼对金属	
石墨润滑的垫圈对金属	

*按照 Sedriks (1982)。

普遍接受的机制是即使当钢处于钝态时也有很少量的金属离子来自薄膜（图 12-16 超过 AB 的小电流)。缝隙以内很少量的氧通过阴极反应用尽而再补给极为缓慢，这样在缝隙以内的阳极反应停止，但当电子可以流到缝隙外的表面时阳极反应会继续。因此高浓度的带正电金属离子聚集在缝隙中。并为平衡电荷带负电的离子（即 Cl^-）将迁移到缝隙中。生成的金属氯化物被水解成金属氢氧化物和游离酸。提高的酸度导致钝态膜的破裂。与开放表面上的点蚀情况不同，这种破裂横向扩展，致使腐蚀会发生在大部分缝隙表面上。除此之外，继续的腐蚀被称作点蚀。一般认为酸化反应通过铬离子的水解所控制。

·p.559·

表面光洁度、裂隙的紧密度和缝隙的大小是确定缝隙腐蚀是否会发生的重要因素，但对于作出任何定量评定来说存在着难对付的实验困难。计算机数学模型现已用于研究这些可变数（Oldfield 和 Sutton，1978)。有些数据示于图 12-23 中。

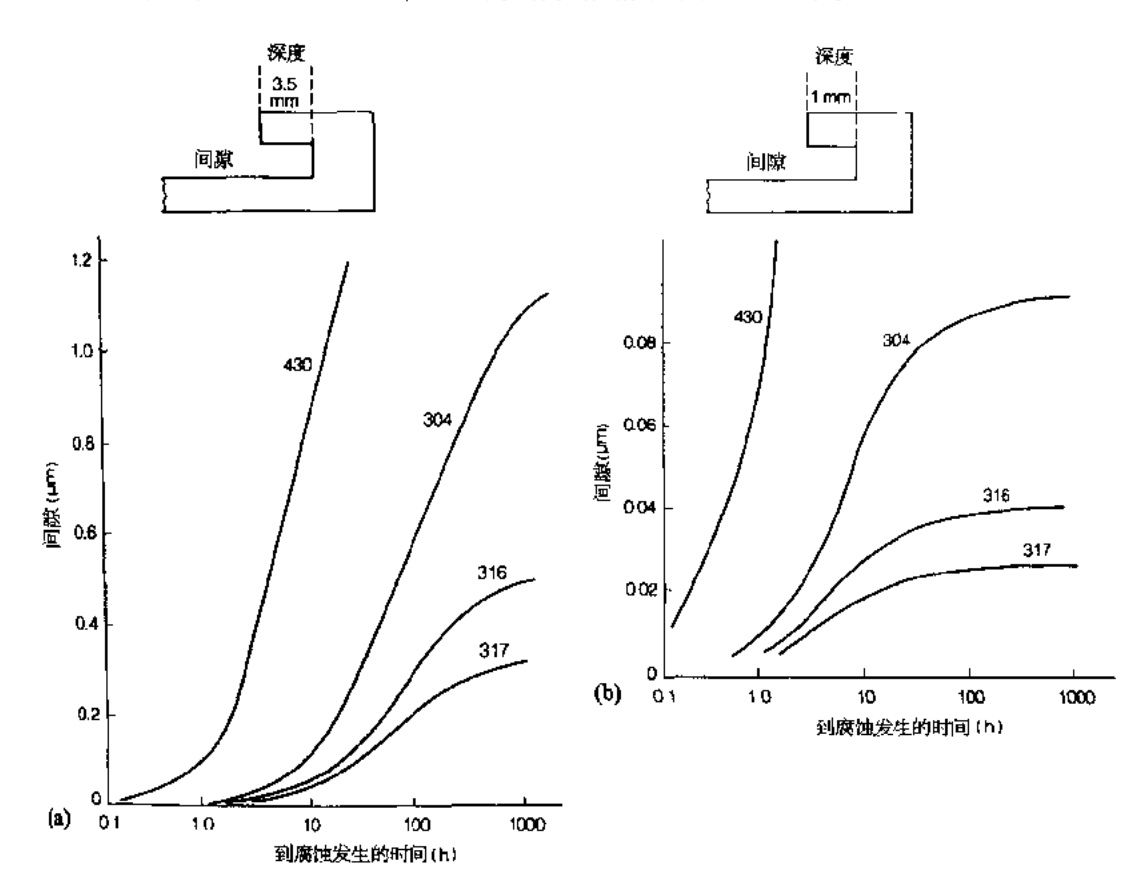


图 12-23　在海水中环境温度下缝隙间隙对缝隙腐蚀发生时间的影响

现已提出了许多区别各种不同合金耐缝隙腐蚀性的方法。电化学方法包括破坏电压的测定，就点蚀而论，而是利用带标准缝隙的试片。另一种方法是继这一方法或正常的点蚀电势试验之后测量再钝化电势。三氯化铁已用于与未极化的有缝隙的试样相会合，评定或是依据腐蚀量或缝隙腐蚀起始的温度（与临界点蚀温度类似的)。利用特殊非金属垫圈将其做出企口形成多道个别缝隙在海水中评定已成为通用的方法，这具有可以在逼真的环境中测量腐蚀深度的优点，并且也是根据引起发生个别缝隙比例的统计近似法(Anderson，1976)。

·p.560·

关于耐缝隙腐蚀性的大多数数据已经涉及了以上方法的一种或另一种，但通常利用了工业上备有的合金而不是专门设计的合金系列。一般情况是最耐发生点蚀的那些合金也是最耐缝隙腐蚀发生的合金，和铬、钼与氮结合是最有力的有益元素。此外有迹象表明增加镍含量和加入铜或钨能降低缝隙腐蚀扩展率。

用多道缝隙技术和30℃下的海水研究了较为耐蚀钢的性能，一些结果示于表12-23中。许多高合金钢出现的高发生率表明试验条件的严苛，这基本上归因于高的温度(30℃)。

表12-23 利用分段垫圈技术的缝隙腐蚀试验[a]

成分（wt%）							侵蚀的缝隙	侵蚀深度	发生时间
Cr	Ni	Mo	Mn	Cu	其它		%	(mm)	(h)
奥氏体钢									
	17.5	10.7	2.4	1.6			28	0.29—1.93	24—102
	18.9	12.2	3.6	1.7			76	0.18—1.92	51—71
24	21.3	9.4	2.7	3.8		0.42N，0.30Nb	32	0.01—1.00	51
23	21.0	13.7	2.3	4.8		0.3N，0.2Nb，0.2V	93	0.10—1.10	36-77
19	20.5	24.7	4.7	1.5	1.6		30	0.14—0.74	51—365
20	19.9	25.0	4.7	1.6	1.7		58	0.08—0.92	51—77
22	20.0	17.9	6.1	0.5	0.8		15	0.02—0.51	51—479
21	20.3	24.6	6.4	1.4		0.7 Ti	9	0.01—0.62	51—365
18	22.0	44.0	2.7	0.3		0.7 Ti	31	0.25—2.42	51—221
铁素体钢									
	18.9	0.07	2.0	0.4		0.13Ti，0.4Nb	43	0.33—1.21	51—245
11	25.9	0.13	1.0	0.1			8	0.15—0.46	51—107
12	29.6	0.07	4.0	0.1			0	-	-
13	29.5	2.2	4.0	0.1			0	-	-
	25.6	2.1	2.9	0.2		0.5Ti	1	0.05	未记下
双相钢									
329	27.0	4.2	1.4	0.3			61	0.02—1.29	51—102
	25.0	5.9	1.5	1.8			87	0.04—3.35	36—51
30	26.2	5.6	3.2	0.8	1.8		2	0.03-0.6	365

[a]甲醛聚合体垫圈；试样每面20个缝隙，试验了6个试样。

外表面/缝隙面积比150/1；腐蚀剂海水30℃下30天（720h）［数据来自Hack（1982)］。

12.12　大气腐蚀

12.12.1　大气腐蚀的性质和钢成分的影响

·p.561·

不锈钢的重要优点已经证明，当将其暴露在户外时有保持光亮或在最不利的情况下也只稍微腐蚀的能力。这导致了不锈钢在各种各样即是审美的又是功能的建筑上的应用，腐蚀可以发生的程度不仅取决于钢的化学成分而且也取决暴露的场所。

碳素钢和低合金钢在大气中的性能已经得到了广泛的研究（Chandler 和 Hudson，1976)。已经确定被雨水浸湿或雾化的表面未必发生腐蚀。在纯空气中当湿度大于 60% 时发生浸蚀，在此以上浸蚀率与相对湿度成比例地增加。大气污染的存在及其性质会对临界湿度以上水平下的腐蚀率产生明显的效应。二氧化硫即使是少量也是特别有害的，并当固体也存在的情况下更加有害，尤其是那些含碳性质的。空中传播的氯化物也是有害的，并已表明许多其它大气污染物质是破坏性的。当然，所在地区的温度和湿度对腐蚀率也有重要的联系，象降雨量一样也是如此。腐蚀引起普通锈膜的形成，当将其去除时，整个表面的腐蚀便展现出来。

不锈钢可以同样地遭受腐蚀，但腐蚀率却低得多，当有大气污染时其所受到的侵蚀程度视合金化而定。许多钢的相对耐蚀性可以从 1938 年起在一工业地区户外、未加掩蔽地暴露 5 年后所测出的失重看出，见表 12-24。当时工业污染特别严重。腐蚀的形式是很细小的点蚀，反映腐蚀量的是凹痕的数量而不是其大小。值得注意的是从前进行这些试验的地区由于近年来大气污染程度已经变得较低，因此不锈钢的腐蚀率已逐渐降低。

表 12-24　暴露到户外重污染内地工业环境 5 年后的失重（g/cm^2）

钢型号	成分（wt%）				失重[a]
	Cr	Ni	Mo	Ti	(g/cm^2)
低碳钢	0.06	0.13	-	-	0.37
410	13.99	0.22	-	-	0.0190
	13.02	12.88	0.01	-	0.0159
430	17.30	0.13	-	-	0.0136
431	16.88	2.66	-	-	0.0174
304	18.02	7.96	0.03	-	0.0084
321	18.21	8.23	-	0.65	0.0071
	17.85	9.46	1.35	-	0.0010
316	18.37	8.21	2.62	-	0.0001
310	24.58	20.80	0.01	-	0.0078
	30.39	0.28	0.03	-	0.0068
其它金属					
铝					0.0164
铜					0.0186
锌					0.0385

[a]清除氧化皮后。

由于腐蚀形式是点蚀，因此便于通过形成的凹痕数量、凹痕深度或侵蚀的表面百分数来测定表面剥蚀。这种类型的一些数据列于表12-25中。这些数据是在分类为郊区的、半工业的、重工业的和海上的四个所在地试验了15年的结果。另外，示出的是最大的凹痕深度，凹痕的很高密度，尤其是低钼钢（型号304）的，表明了点蚀的很细小特征。确实在这些奥氏体钢上不能用肉眼看出点蚀，只有当去除沉积的污物，并从材料上去除经受明显侵蚀的锈斑后，看起来就像表面被雾所笼罩似的。

·p.562·

掩蔽雨水导致较多的腐蚀，估计可能是由于沉积在表面上的空中污染物未被按时冲洗掉所致。掩蔽的效应虽然不大，但对较不耐蚀钢来说会看出更加明显的锈蚀。已经考虑到为防止腐蚀对暴露在户外的不锈钢加以定期清洗是必要的。可控制的长期实验现已表明对完全暴露的钢来说并非如此，清洗的作用只是为了防止重污染环境中可见的锈蚀的扩展。冲洗对蔽雨的材料的确有好处。

表12-25　在四个所在地两种奥氏体钢的腐蚀（开放暴露15年，未去除氧化皮）[a]

所在地	凹痕密度个数/cm^2		最大凹痕深度（μm）	
	AISI 型号 304	AISI 型号 316	AISI 型号 304	AISI 型号 316
郊区的	2100	200	21	18
半工业的	3200	450	22	18
重工业的	4000	650	83	36
海上的	3300	350	87	24

[a]数据来自Needham等（1987）。

AISI型号316钢具有优异的耐大气腐蚀性，即使是对重污染的气氛，因而用于审美考虑占首位的场合。新近更高合金化的钢无疑具有同样的优点，并且甚至可能不会遭受有时在AISI 316钢上产生的很少量的侵蚀，但其应用在经济上是没有正当理由的。另一方面，较少合金化的品种（例如AISI型号304和430）在外观方面并非主要关切的场合下是适宜的。

表面光洁度具有一定的重要性尤其是当外观重要时。精轧（即去皮的）示出良好的耐性但在审美上常不合乎要求。磨光（镜面抛光）光洁度具有优良的耐性但研磨的光洁度有时更合乎需要。带划痕表面的粗光洁度须加以避免，因为易于破裂并且夹住污物和一些锈斑。残留的高温氧化物是不合乎需要的，因此在操作或焊接中产生的任何这样的残留物均须予以去除。

12.12.2　大气腐蚀机制

实验室研究已经表明即使耐蚀性最低的不锈钢，即13wt%Cr型，也完全耐湿润的清洁空气。确实工业区的大气并不引起室内腐蚀。同样地，暴露在户外掩蔽雨水并为防止固体沉积也加以隔开的试样，也没有示出表面腐蚀。这理应推论出由雨水带来了重要的污染物质的结论，但这就与掩蔽雨水而未隔开的户外试片比那些对雨水敞开的腐蚀更明显的试验数据相反，因此显然固体粒子在腐蚀过程中可以起着重要作用。

·p.563·

对 AISI 型号 430、304 和 316 钢在控制湿度的氮—氧混合气体中的实验没有发生腐蚀，虽然加入二氧化硫对 AISI 型号 430 和 304 引起了一定的腐蚀。表面上混杂着碳、硫酸铵、硫酸亚铁或氧化铝粒子在纯氮、氧混合物气氛中没有促进腐蚀，但碳的存在可以稍微加重有二氧化硫时的腐蚀。沾染氯化钠粒子促进了 AISI 型号 430 和 304 钢的腐蚀并因二氧化硫的存在而加速。当氯化物和二氧化硫均存在时，AISI 316 会受到腐蚀（Johnson，1982）。对 AISI 型号 430 钢在户外的工业环境中，使钢蔽雨并与空中传播的固体隔离进行了稍微相似的试验。固体中还涉及粉状玻璃、二氧化硅、局部集尘、硫化物和硝酸盐。只有氯化物有些影响，但由于碳的存在而加重。所有腐蚀都呈现细小点蚀形状。

关于二氧化硫在非不锈钢的大气腐蚀中的作用已经做过许多探讨，并且人们公认在钢的表面上可以形成硫酸。氯化物离子产生点蚀的倾向是众所周知的并已在前节中讨论过，其作用在较低的 pH 值下也是更加有害的，这为二氧化硫和被氯化物沾污的表面结合的有害效应提供一个似乎可取的说明。在此模式中，主导的污染物是空中传播的氯化物，它在海上现场位置是由于海水浪花，而在工业场所估计可能来自一定的矿物燃料。看来碳的效应很可能是双重的；在极化中表面处于惰性矢向并因而加速膜的破裂，然后提供一个有效的阴极。碳的效应对于一定的工业场地的侵蚀性质，在烟尘排放现在得到较好控制时，为什么会正在减小提供了一种说明。对钢加以清洗是有益的，现在有些证据说明难对付的经常清洗其实是有益的。最后，点蚀的小尺寸和出现率，可以依据完成电解电池的薄湿气膜的高电阻加以说明，因此即限制凹痕长大又限制凹痕的影响范围。

12.13 双金属腐蚀

关于双金属腐蚀或许比任何其他单一腐蚀主题存在着更多的混乱。这起因于尽管此主题错综复杂却存在着应用简单指导原则的天真想法。例如：迄今仍常提出的一个简单的指导原则，即为了避免双金属联接器在海水中更加严重的腐蚀，两个组成部分的非耦合电势的区别应小于 0.25V，这几乎很少或没有技术根据。

当两种不同的金属浸入电解液中以电子接触时，它们的腐蚀可以改变，但是有几种特性可以影响这种改变的型式及程度：

(a) 在适合的环境条件下涉及的两种金属的腐蚀电势；

(b) 在较贵重金属表面上阴极反应的性质和动力学；

(c) 两种金属的相对面积；

(d) 电解液的性质；

(e) 电解液的导电率。

免除腐蚀的电势将独自决定电子移动的方向但不会指示腐蚀电流量。因此讨论原理比讨论腐蚀动力学要容易得多，虽然不用说后一方面才是用户所关心的。实际上，当不锈钢包括在一双金属联合器时，结果通常是其它金属遭受腐蚀。以下按照环境类型对此主题加以探讨。

·p.564·

12.13.1 酸溶液

如果使不锈钢在其通常理应是钝态的一种酸溶液中与受腐蚀的金属接触，就有可能对不锈钢带来危害，由此引起不锈钢的阴极极化可能导致其活化，即其电势可能降低到图 12-11 的 AC 范围。例如，这种情况可能发生在当用一种不锈钢做成的容器装酸溶液净化其它金属时，于是电势危险可以通过防止不同金属互相接触加以避免。

将浸入通常是活性的酸溶液中的不锈钢连接到一较贵重金属上，可能通过增加阴极面积使前者的腐蚀率加速。由于阴极反应理应最可能是氢逸出，反应的加速可能取决于非不锈材料的超电势。例如耦合到镍上可能只有相对极小的效应，但耦合到铂上（一种不大可能的事）就会发生显著的加速。的确在后一种情况下通过极化不锈钢超过图 12-11 中的 B 点就会产生钝性。

12.13.2 接近中性和碱性溶液

不锈钢在很多盐溶液中是钝态的，而某些其它金属例如碳素钢则发生腐蚀，将前后两种金属耦合在一起浸入象这样的一种溶液中时，后者通过增加阴极反应（通常氧还原）可利用的面积将引起后者的腐蚀加速。当然，不锈钢的电势将被压低，但参照图 12-16 将表明这无关紧要。在低导电率的溶液中，作用量度将是小的并且作用限于紧接接触点的附近。

不锈钢在一定的卤化物特别是氯化物溶液中会受到腐蚀。最常遇到的氯化物溶液当然是海水，如 12.10.4 节段所指出，有些不锈钢尤其是较少合金化的型号可以受到点蚀。在海上工程中比其它形式的工程中双金属联接器的存在更有理由。不锈钢螺栓可以用于碳素钢结构中，或其它钢的螺栓用于不锈钢结构中。比较小的不锈钢装置或许会固定在巨大的碳素钢或低合金钢结构上。另一个实例是在钢舰上用的不锈钢螺旋桨。每当接触不锈钢的金属比钝态不锈钢的惰性较差时结果将对后者有利，阴极极化势必使不锈钢保持低于其点蚀电势，这一效应可以说明较低合金化的不锈钢在海水中出乎意料的成绩。情况的转换是非不锈钢的腐蚀将会加速，并因为海水的高导电率粗略地与相关面积成正比。例如在大面积碳素钢中的不锈钢螺栓不会受到什么总的影响，但在大面积不锈钢中的碳素钢就会很快消失。

·p.565·

不大可能，但仍可能的是不锈钢与一更加贵重的金属之间的接触。这只是在有可能引起点蚀的溶液中的电势的危险，最常见的事例是海水。如果不锈钢开始发生点蚀（例如一种较低合金化的型号），扩展率将加速。如果两个部件之间含有缝隙，问题可能大都发生在不锈钢上。一个实例是常用于填充垫圈的导电非金属石墨材料。如果较贵重部件的电势足够高和面积够大，就可能设想不锈钢的极化高于其点蚀电势。虽然这在实验室是可证明的，而在实际上未必是这样，不过因为小面积的不锈钢与大面积的通常昂贵的贵金属相接触是不常见的。

12.13.3 大气暴露

在大气暴露下当使用紧固件时很可能出现不相同金属的连接。这些可以是用不锈钢

固定非不锈钢或一种有色金属，或反之亦同。以上论述的原理也将适用，但影响的量度是有限的和局部的，因为仅涉及很薄的一层电解质。举例来说轻微的电化学腐蚀沟纹可以在用不锈钢螺钉定位的铝片材中发生。

12.14 显微组织腐蚀效应

在其它节段中所探讨的各种腐蚀形式，前提是假定钢在冶金上接近于理想状态，即其组成元素接近均质地处于固溶体中。但情况并非总是这样，偏离这种理想状态不一定是急剧的；这取决于偏离的原因和程度，另外也涉及环境。一种结果会是充分地耐受腐蚀剂的有效范围将稍微受到限制，以致可以得到令人满意的使用。虽然，如果确实发生了腐蚀就将有可能显示出某些组织的偏离。

12.14.1 在凝固过程中发生的偏析

合金并不凝固成均质的固溶体（见第 15 卷第 1 章），在逐渐凝固过程中一直发生着从枝晶的表面向内的变化（晶内偏析）。这些变化可以是短程的（枝晶的）或长程的（表面到中心），后者引起钢块中主要的中心偏析，其程度将随合金、块体大小、形状、和凝固速度而改变。显然组成的整个范围是通过一部分呈现在腐蚀性物质上，并且耐蚀性将由最不良好的组成确定。调整是通过在热处理过程中的扩散加以均匀化，这对铸造状态而言或许需要延长时间。对于锻轧材料来说，加热到（有时是重复的）热加工温度有助于均匀化，由于在热变形中截面的减少使扩散距离减小也是这样。即使如此，实际上也达不到完全的均匀化，并且在腐蚀模式中有时可以看出偏析。显然，小截面材料（扁平产品、棒材等）是最均质的；所提供的数据大都用的是这样形式的产品。

·p.566·

12.14.2 有稳定的第二相

从图 12-1 可以看出混合任何两种或所有三种主要组织奥氏体、铁素体和马氏体都是做得到的。事实上只有在奥氏体或马氏体中的 δ 铁素体需要加以探讨。奥氏体中的马氏体反之亦然都是实际可能的，但很罕见，并且在任何情况下因为从奥氏体形成马氏体通过低温无扩散反应，没有合金的偏析。虽然奥氏体和 δ 铁素体之间的分配上后者含有较多的铬当量元素，反之亦然。因此这两种相会具有不同的耐蚀性。哪一种最好将取决于环境，但在活性状态中，任何一种视腐蚀剂的不同而优先溶解。事实上尽管图 12-1 示出在不同的钢中，奥氏体和 δ 铁素体的成分之间可以有显著的差别，而在一种钢中共存的两种相的成分通常很接近。

12.14.3 稳定的化合物

各种化合物，尤其是对通过热处理不受影响的化合物会不同程度的存在。这些包括各种类型的氧化物、一定的氮化物和碳化物和硫化物。除硫化物以外，视热加工温度下各自的塑性，通常以小颗粒或细长的桁条存在的化合物耐大多数腐蚀剂的侵蚀，因此是惰性的。已有关于这些化合物是表面钝态氧化膜中弱点的议论，但是对此还没有令人信

服的支持资料的报道。

硫化物在成分方面不同，因而在塑性方面也不同，这取决于钢的成分。硫化锰是常见的并在热加工温度下是可塑的，从而形成桁条（见第3章）。硫化锰可以在许多腐蚀剂中受到腐蚀，此外所形成的腐蚀产物能使钢受到侵蚀，这些硫化物必定是适宜腐蚀的位置，但是将硫含量从通常数值降低到很低时也没有得到实际好处的论证。虽然，无疑为改善切削性增加的硫含量（例如AISI型号416和303）降低耐蚀性尽管有用的耐蚀性仍然保持。因为腐蚀主要是在硫化物本身上，当夹杂物已经溶解时腐蚀会停止，但是在形成的缝隙腐蚀有继续进行的危险，尤其是在锻制产品的横向表面上。因此在高硫钢中的零件使用前有时在硝酸—铬酸中加以处理去除露头的硫化物。通过适当控制钢的成分，可以产生化学性质上较稳定的硫化物（例如铬或钛的硫化物），但切削性就不那么好了。

有时用硒作为硫的替换元素改善切削性，可塑的硫化硒化学性质较为稳定（例如AISI型号416 Se和303 Se钢）。这些钢在耐蚀性方面果然比含硫型号钢显示出某些优点。

12.14.4 亚稳碳化物和氮化物

·p.567·

奥氏体钢、马氏体钢和铁素体钢在高温下（即通常热处理温度）能使碳和氮溶解，随后在较低温度下热处理时，以碳化物或氮化物形式析出。这些化合物含有铬，因此使固溶体去除的这些铬便不能用来加强钝性。更重要的是当化合物析出时邻接每一粒子形成了铬梯度，从而该处成为潜在的腐蚀发生部位。更何况象晶界和马氏体板条这样的位形是有利于碳化物或氮化物析出的位置，于是粒子影响的覆盖区，会引起低铬通路提供表面下与显微组织有关的腐蚀。

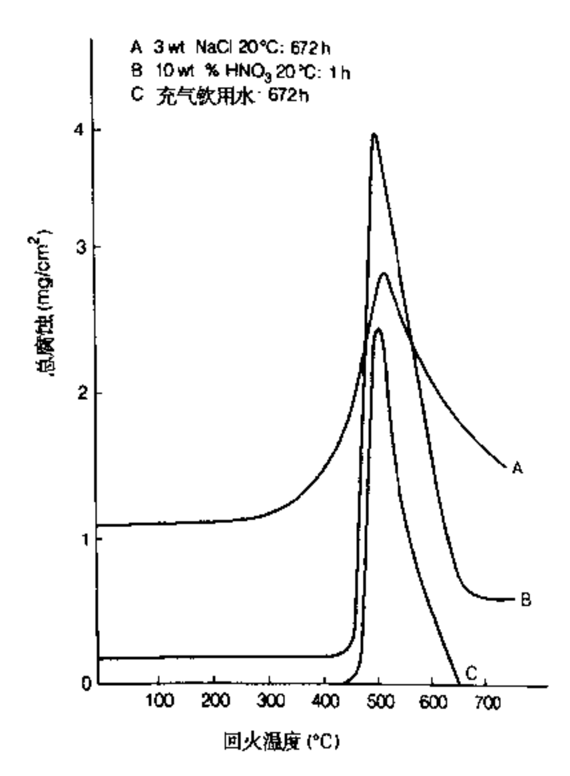


图 12-24 回火温度（1h）对AISI型号420钢在三种腐蚀剂中腐蚀的影响

12.14.4.1 马氏体钢

对亚共析马氏体钢来说，碳在热处理的奥氏体化阶段完全溶解并当冷却时，基本上保留在固溶体中发生马氏体转变。在回火过程中碳化物形成，回火温度对AISI型号420钢在三种腐蚀剂中腐蚀率的影响如图12-24所示。腐蚀的最高点指出铬贫化最甚的回火温度。在较高温度下，当析出反应接近完成时，耐蚀性随着铬从基体的扩散出现恢复，虽然没有完全恢复到转变状态下的耐蚀性。示出铬贫化最甚的回火温度自然取决于回火时间，这从图12-25中的等腐蚀曲线可以看出。有局部铬

贫化的材料被认为是易于敏化的。腐蚀模式依然是一般腐蚀或点蚀，视腐蚀剂而定，但金相检验显示出与显微组织有关的沿原奥氏体晶界和马氏体板条间界的腐蚀。效应的大小随碳含量改变，而经固溶处理后固溶体中几乎没有碳的那些析出硬化品种（例如表 12-2 中钢号 5—7），其实质上没有热处理引入的耐蚀性变化。过共析钢（AISI 型号 440A-C）较为敏感，即使通过奥氏体化处理碳也并未完全溶解。

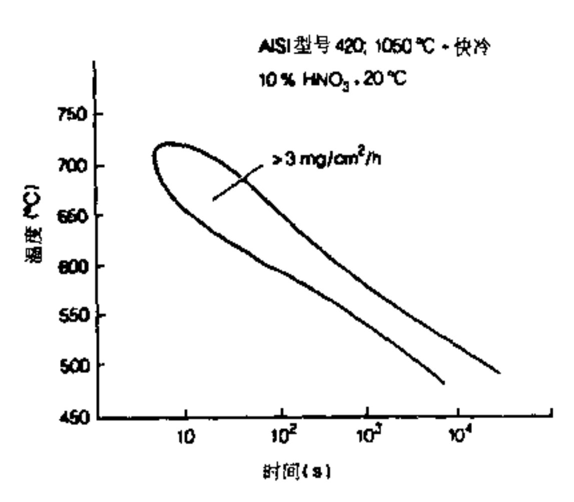


图 12-25　从 1050℃淬火的 AISI 型号 420 钢在 10% 硝酸中 20℃下的等腐蚀曲线

·p.568·

现今所用的马氏体钢的氮含量主要是残余的程度，很少高于 0.05wt.%，虽然目前正在开展用氮取代钢中大部分碳的研制工作，现有论据表明氮化物形成和作用与碳化物相似，但无疑这将成为细致研究的课题。

12.14.4.2　铁素体钢

碳和氮在铁素体中（AISI 型号 430 到 446）的溶解度在通常退火温度 800 到 850℃下是很低的，因此析出和均匀化基本上是通过这样的一种热处理来完成，即倘若钢随后在较低温度下加热适当时间，不会对耐蚀性发生有害影响。虽然，加热到高于约 925℃会降低耐蚀性并且腐蚀通常是晶间的。因为这即使在很薄的截面上也出现，过去认为这是由于在高温下发生的冶金变化所引起，但现在众所周知如果冷却速率够快时敏化可以消除，这样的冷却速率需要特殊技术，此外随后通过等温再加热会引起敏化。因此高温的作用仅是使碳和氮溶解。图 12-26 示出在 1050℃下固溶处理并在经受不同的等温处理之前很快淬火的 AISI 型号 430 钢的温度—时间—敏化（TTS）曲线图。以 $M_{23}C_6$ 或 Cr_2N 析出的碳和氮具有很相似的效应。图 12-26 中的钢含有 0.07wt%C 和 0.02wt%N，但用含有 0.04wt%C 和 0.035wt%N 的 AISI 型号 430 变种得到了几乎相同的曲线。

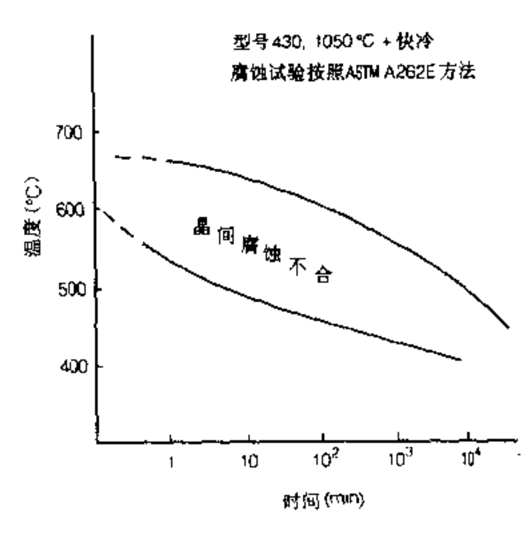


图 12-26　加热到 1050℃然后很快冷却的 AISI 型号 430 钢的温度时间敏化曲线图。所用的腐蚀试验方法根据 ASTM A262E

以上现象的现实结果是表明标准铁素体钢不能没有焊接时会使焊接金属及邻接的母材发生敏化，因而易于出现焊接接头晶间腐蚀。在 800—850℃下的补救处理是必要的。

碳和氮在铁素体中的溶解度是如此之低，要避免这一必然性必须使其结合的含量小于0.01重量%，除非应用很特别的熔炼设备这是不现实的。有些特殊的铁素体钢品种（表12-4）结合较为现实的碳和氮量附加碳/氮稳定化元素，最好是用钛，有时与铌共同加入。

·p.569·

12.14.4.3 奥氏体钢

对马氏体和铁素体钢所描述的碳化物所引起的现象对奥氏体钢也适用，只是在细节上有所不同。在18wt%Cr型中碳溶解度大于在铁素体中，但此外高于约850℃迅速增加。在正常的1000到1100℃退火温度下的溶解度，在较低温度下足以使实质性的析出发生。另外，晶界是$M_{23}C_6$优先析出的位置。析出过程比在铁素体中较为缓慢，从图12-27中不同碳含量的三种AISI型号304钢的TTS曲线可以看出。在早先的奥氏体钢生产中，要生产低碳含量是做不到的，0.1wt%或更高些是正常的，并且为了避免自体致敏作用快速冷却是必要的。即使是这样，通过焊接引起的加热也会产生敏化带造成焊接侵蚀。方便的补救方法是广泛使用的适当加入稳定的碳化物形成元素钛（AISI型号321钢）和铌（AISI型号347钢）以降低退火温度下碳的溶解度。在现代实践中，降低碳含量不但可行而且较为经济，0.05wt%C便足以防止大多数问题，虽然最高0.03wt%更加使人放心。稳定化的AISI型号321和347当在临界温度范围内，延长的使用加热持续暴露到腐蚀环境仍然有优越性。以上原理适用于所有奥氏体钢，但碳的溶解度受合金化的类型及数量的影响，例如，随镍的增加使溶解度减少，因此为避免晶间腐蚀或焊接侵蚀敏感性较低的碳含量是合意的。

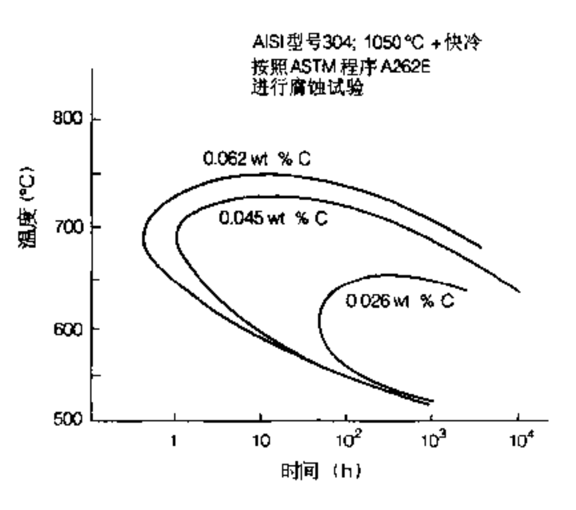


图12-27 1050℃下固溶处理的不同碳含量AISI型号304钢的温度时间敏化曲线

氮在AISI型号304和相似品种钢中的溶解度比碳高得多，因此，虽然可以形成Cr_2N，仍可利用实质数量氮的强化作用或奥氏体稳定化效应而不致加重敏化现象。这可以从通常的AISI型号304钢以及含0.19wt%N的变种的TTS曲线看出，如图12-28所示。虽然0.19wt%N接近在大气压下凝固时可以保持的极限，而在压力下或通过粉末冶金技术可以得到更高的氮含量。用后一种技术生产了用于测定TTS曲线的一系列钢。表12-26中给出了“鼻”的位置。

·p.570·

奥氏体不锈钢的敏化多年来是一个重点关心的问题，并设计了不少加速的试验方法，用于研究工作以及质量控制用途。ASTM标准A262中叙述了当前得到优先使用的试验方法。除蚀刻试验外，都涉及将试样暴露到腐蚀率取决于铬含量的腐蚀剂中。评定借助于弯曲试验或失重。虽然它们是有用的，但必须记住这些只是检查冶金状态的手段

并不给出钢对各种不同使用环境的适用性的指导。

表 12-26　不同氮含量的 AISI 型号 304 钢（C 0.01wt%）TTS 曲线“鼻”位置[a]

氮（wt%）	温度（℃）	时间（h）
0.02	525	750.0
0.17	600	75.0
0.27	650	0.5
0.34	725	0.03
0.54	750	0.015

[a]数据来自 Grützner（1973）。

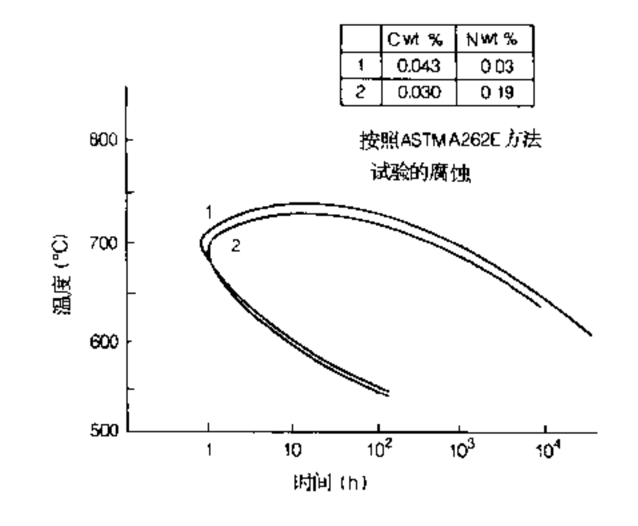


图 12-28　溶炼成含 0.03 和 0.19wt%氮的 AISI 型号 304 钢温度时间敏化曲线，固溶处理 1050℃所用的腐蚀试验方法是 ASTMA262E 中的

12.14.4.4　双相钢

双相钢尽管含有大量铁素体已被证明是很耐敏化的，而铁素体钢当从双相钢正常使用的退火温度冷却时则很易于敏化。两种特性是相应的。碳和氮基本上会溶于奥氏体相中和碳化物及氮化物析出优先发生奥氏体/铁素体晶面上。焊接正确平衡的双相钢不产生敏化。虽然，如果铁素体含量过高，会有焊接侵蚀敏感性，因为焊接加热在高温热影响区生成的几乎全是铁素体组织，于是表现为普通的铁素体钢。

12.14.5　σ 相

σ 相可以在 18wt%Cr 奥氏体钢中形成，但需要在 600—800℃内一段相当长的时间，由于此相是富铬的，如果它在含钼钢中形成，通过从固溶体去除一定的这些对于确定耐蚀性的关键元素，必然使耐蚀性受到损害，一般认为 σ 相起着含钼钢迅速敏化的作用，如通过 ASTM 试验方法 A262 实验操作 C 沸腾硝酸试验所揭示。据提议这种效应是由于极为细小的 σ 相析出物或可能是析出集结物。这是一种单纯理论上有趣的问题，而并不是重要的工业现象，因为钼钢并不用于硝酸设施，尽管有些用户普遍坚持这种样式的试验。

·p.571·

在高钼和铬含量的“超奥氏体”钢中形成 σ 相会有更加现实的后果（表 12-16）。在这些钢中 σ 相稳定到更高温度而且形成得很快。由于铬和钼对高耐蚀性都是主要的，也是为了这种性能才生产这些钢。以下所述在实用上是重要的并且必须保证正确的热处理。必须强调并非 σ 相受腐蚀而是其形成去除了基体中的关键元素。用氮合金化的这些钢阻抑 σ 相的形成。

在双相钢中 σ 相形成要快得多并且优先在铁素体相中从界面上起始。原因是铁素体比奥氏体含有较多的铬和钼并且在其中的扩散率也较高。为得到最佳的耐蚀性，这些钢通常继固溶处理之后在油或水中淬火并且随铬和钼含量的提高而更加重要。时效对双相

钢耐点蚀性的影响如图 12-29 所示。虽然也形成碳化物和氮化物，而耐蚀性方面的损失完全是由于 σ 相。

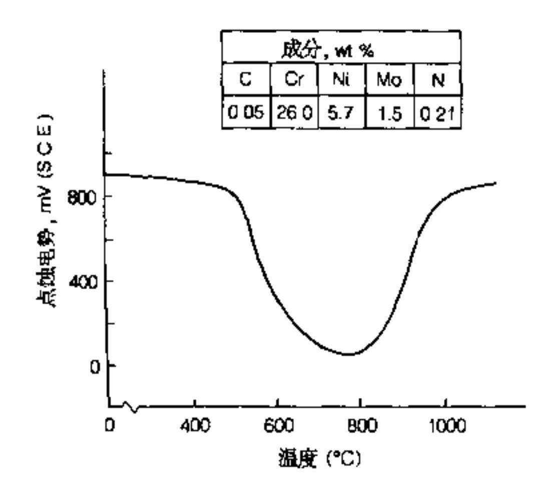


图 12-29 等温处理温度（4h）对一双相钢（AISI 型号 329）点蚀电势的影响，最初从 1100℃水淬的

12.14.6 固溶处理状态下的晶间腐蚀

一个有意思的现象是在超钝度条件下会发生的奥氏体的晶间腐蚀。尽管晶界没有任何析出物这一事实。这被认为是由于一些易发生的元素已表明是有害杂质的磷在晶界上的偏聚。高纯度钢并不示出这种现象。

12.15 环境引起的断裂静应力（应力腐蚀断裂）

应力腐蚀断裂（SCC）可以定义为材料在稳定应力和环境的联合作用下的脆性或准脆性断裂，两种条件单独地或连续地作用都不会造成这种断裂。SCC 可以发生在大多数合金中，但经常由于腐蚀剂引起是很明确的。涉及裂纹扩展所提出的机制有三种，即通过在裂纹尖端优先腐蚀，由于腐蚀过程所产生的氢脆或由于在裂纹尖端处表面活性物质的吸附导致结合强度的降低。SCC 的特点是部件的损坏可以从很少量的腐蚀引起。

·p.572·

SCC 是显微组织对机制显示出重要作用的一个例证，因此对不同分组将加以个别地讨论。

12.15.1 奥氏体钢

这是在特定腐蚀剂场合下引起断裂的一个范例，因此这类钢可以在起作用的或偶然发生的应力下，在很宽范围的环境中使用而无危险。其中有可能发生损坏的电解液含有氯化物或者是强碱性的。

12.15.1.1 氯化物引起的断裂

在氯化物盐类的浓溶液中高温下的损坏可以是很快的，如图 12-30 恒定载荷试验的结果所示出。断裂实质上垂直于应力、多分岔并基本上是穿晶的。在裂纹开始之前有一

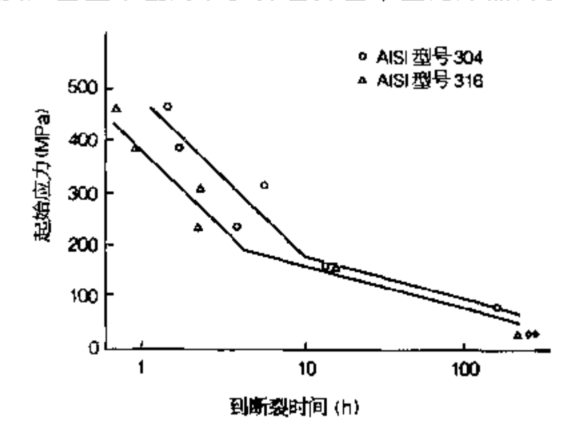


图 12-30 对 AISI 型号 304 和 316 钢在 42wt.%氯化镁溶液中 142℃下的恒载荷 SCC 试验

感应期。在恒速下扩展直到由于过负荷而快速断裂（Speidel，1977），速度取决于腐蚀剂。这些简单的试验说明以下几点：

(a) 当起始应力降低时到断裂的时间明显增长；

(b) 断裂的阈应力可以很低；

(c) 到断裂的时间明显取决于腐蚀剂；

(d) 钢的相对性能会随腐蚀剂改变。

我们记得氯化物溶液是易造成点蚀的，但是使用经验和实验室研究已经说明，外加应力并不改变从点蚀到断裂的腐蚀模式，并且在给定钢中要引起断裂，除在有应力的含氯化物的电解质中去钝化外，其它因素是必要的。实验室研究已经表明联合确定给定钢是否会发生断裂的特性包括：

(i) 应力水平（较高是有害的）；

(ii) 溶液的氯化物离子浓度（较高是有害的）；

(iii) 溶液的温度（较高是有害的）；

(iv) 溶液的 pH（强碱性溶液是有害的，在相反的情况下较高的 pH 是有益的）；

(v) 溶液中的氧含量（或某些其它氧化剂）（较高是有害的）；

(vi) 溶液中其它阴离子的性质和数量（变换的）。

·p.573·

可能的相互作用是如此复杂，就是对一种钢也还没有进行过彻底地仔细研究，大多数研究工作者致力于用侵蚀性的腐蚀剂研究机制。广泛持有的观点是断裂事实上不是力学的，而是由于沿一窄前沿的腐蚀，断裂面上的侵蚀是通过尖端处由于局部应变所延缓的钝性得以防止。

虽然氯化物和应力的存在是最重要的，经验和实验室研究都已验证温度也是一个重要的参数。在室温下的开裂已经在特制的酸性氯化物环境中加以说明，但普遍认为断裂

有一实在的阈温度，看来60℃是保守的看法，常用的是80℃。

已经发现高纯度钢对断裂显示出优异的耐性，但就提供保险来说并非如此。这只说明微量元素会是有害的。现已找出在主要合金化方面，发生明显改善的唯一变化涉及硅或镍的具体加入量。前者的价值视腐蚀剂的不同是可变的。要产生对 SCC 接近的不敏感性需要相当高的镍含量（近似镍基合金），但表 12-6 中某些镍较高的钢用于减少 SCC 的危险。

在危险位置的预防措施取决于环境。制作中消除应力的热处理如果可行时是有利的。设计的重新审议可以调整已显示出弱化区域的某些位置。在可应用的场合，阴极保护是很有效的，另外喷丸处理使表面处于压缩状态也同样有效。虽然，在某些情况下没有选择余地，只好用些其它材料，这些材料可以是铁素体的或双相的不锈钢或镍基合金。

12.15.1.2 敏化效应

在前段 12.15.1.1 所讨论的涉及的是理想冶金状态下的奥氏体钢，应当注意敏化会有很不利的效应。敏化的钢比正确热处理的钢，在氯化物环境中将更快地损坏，并且很可能会在较低的温度和/或较低的氯化物含量下损坏。尽管敏化，裂纹可以是穿晶的。断裂也可能在通常并不认为有 SCC 危险的其它类型溶液中发生。也许应力剧升的晶间腐蚀比 SCC 是更好的说明。最广泛发表的实例是，石油工业中所用的催化重整炉遭遇到的，在这里的使用包括引起钢敏化的加热随后（当不运转时）由于涉及 $H_2S_xO_6$ 的腐蚀剂作用而断裂（常称为连多硫酸断裂）。

12.15.1.3 碱性环境中的断裂

实际上，归于此种原因引起的损坏不常见而且涉及高温使用。对环境和合金成分的影响，在氯化物断裂的事例方面的研究少得多。观察到了应力与断裂时间之间同样的联系并取决于所用的溶液可以是穿晶的或晶间的（甚至对不敏化的钢）。

12.15.2 铁素体钢

·p.574·

有一段时间认为铁素体钢对 SCC 是不敏感的，并且肯定受力型 AISI 型号 430、442 和 446 钢，在迅速引起奥氏体钢损坏的腐蚀剂中表现得很好。用它们作替换材料例如作 AISI 型号 304 和 316 钢的保险对象时，由于这些钢的一般耐蚀性较低和易于出现焊接侵蚀而受到了限制。为避免以上限制对新钢成分的发展已经进行了充分地研究，现在众所周知，在用镍、铜和钴合金化的铁素体钢中会出现 SCC。大多数试验包括侵蚀性很强的沸腾浓氯化镁溶液和在其它氯化物溶液中的试验已经表明，即使是以一种或较多种这些元素为组分的钢也可以在奥氏体钢会遭受 SCC 的许多情况下使用。虽然在制作上不那么方便，铁素体钢在有 SCC 风险的场合可以提供较为安全的取舍选择。

12.15.3 双相钢

由奥氏体和 δ 铁素体的混合物组成的双相钢示出最初意想不到地对氯化物 SCC 一定

程度的耐用性。图 12-31 示出一种典型的双相钢和特意制成组分为奥氏体和铁素体相成分合金的应力对断裂时间的关系曲线。双相钢的优异性能被认为是由于铁素体中应力的局限性，由于奥氏体的可压缩性，和奥氏体通过铁素体的阴极极化。尽管涉及很锐利的腐蚀剂双相钢开裂有一很有用的阈应力是明显的。双相钢因其耐 SCC 性能正在越来越多地得到了使用。

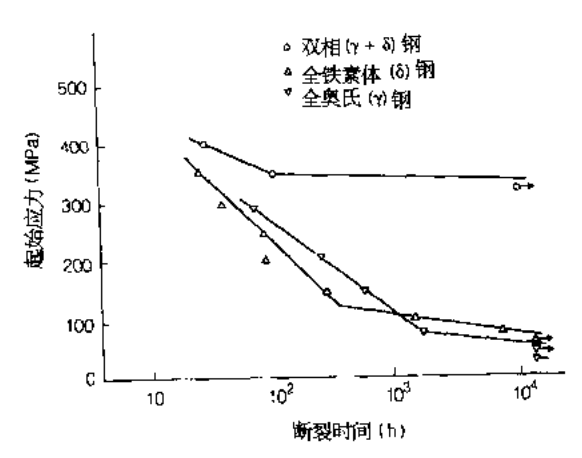


图 12-31 双相、奥氏体和铁素体钢在沸腾的 45% 氯化镁溶液中恒载荷试验［根据 Nagano 等 (1980)］

12.15.4 马氏体钢

AISI 型号 410 和 420 钢及其衍生钢主要是在其非常耐 SCC 的软化状态下使用。因此广泛用于受力状态下对其适用的相对缓和的腐蚀剂中，实际上没有 SCC 问题。

·p.575·

当然，这类钢可以通过热处理产生高强度，但这就会象所有高强度钢那样对应力腐蚀断裂的形式变成敏感的。机制是由于一种形式的氢化脆，通过腐蚀产生的一些氢，在裂纹尖端处扩散进入应变的金属范围内使减聚力加剧。在高强度下开裂较易发生，即在碳含量较高的钢中，此外还有回火温度的影响，因为反向的回火处理导致选择腐蚀敏感性。这些特性在图 12-32 中说明。从图 12-33 可以看出损坏可以在远低于屈服应力的外力应力下发生。应力强度对裂纹扩展率的影响示于图 12-34 中。引起 SCC 的腐蚀剂决不像对其它组钢情况那样明确并且能使钢腐蚀的任何介质都是可疑的。虽然，随着溶液的易逸度的增大，在较低强度水平下开裂是可能的，因此含有氢复合毒质例如硫化物的酸性溶液格外具有侵入性，并通常限定用于这样介质中钢的最高硬度为 HRc22 (HV248)。抗回火钢，除了可达到的较高强度而无反向回火效应以外一般是相似的。时效硬化马氏体钢在其提供的可以接受的强度方面显示出某些优点。

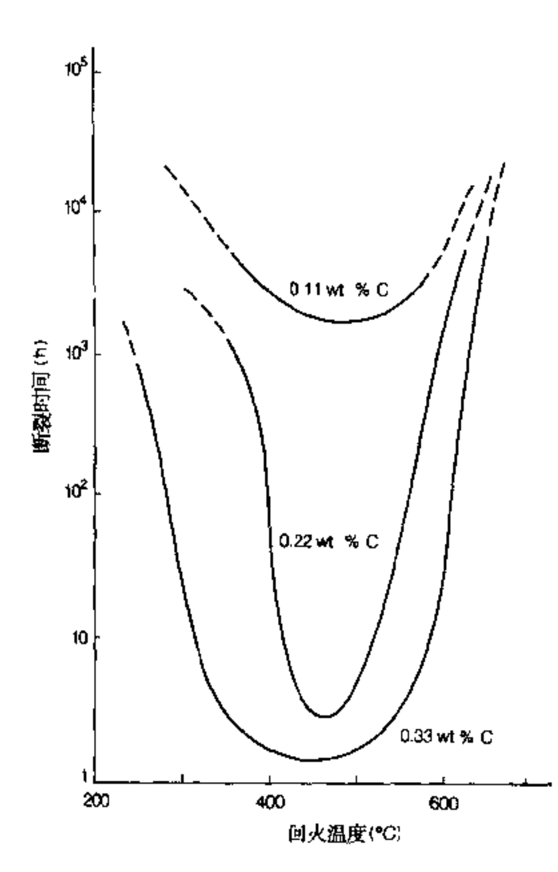
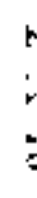


图 12-32 对 AISI 型号 410 和 420 钢的恒定载荷试验，示出从 1050℃ 淬火随后回火温度的影响，腐蚀剂是室温下的 3% 氯化钠溶液，应力为 695—1000MPa



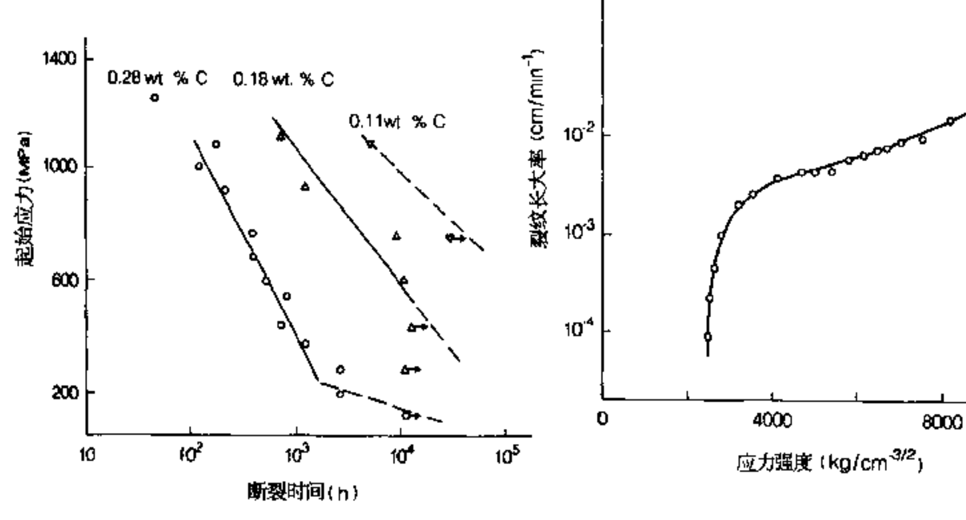


图 12-33 对250℃下回火的 AISI 型号 410 和 420 钢的恒定载荷试验，示出起始应力对断裂时间的影响，腐蚀性物质是一种工业气氛

图 12-34 应力强度对 AISI 型号 420 钢（250℃下回火的）在室温下 3wt%氯化钠溶液中裂纹长大率的影响

12.16 环境引起的断裂 周期应力（腐蚀疲劳）

·p.576·

当涉及的应力是周期的而不是静态时，在前一节中所叙述的应力和腐蚀剂的相互作用之间有差别。如果腐蚀剂是在静应力下钢就会发生 SCC，通过属于周期性质的应力总的情况并不改变，条件是频率和载荷时间的长短不致使在应力下的时间是显著递减的。虽然，在某些情况下断裂的细节可能改变。周期受力的危险特点是，在连续的静应力本来不会发生的而却会发生裂纹和长大。例如奥氏体钢与氯化物溶液接触时裂纹可能在室温下扩大，并对马氏体钢来说，在预期理应使其对 SCC 不敏感的强度下会发生损坏。

实际上，引起环境上加速的周期应力损坏的应力通常是高频的，例如在转动部件中引起或由于振动的结果。因此利用常用的疲劳试验对比材料是逼真的，但存在腐蚀剂时例外。对较耐蚀的钢来说，应力/周数的对数曲线是对正常的疲劳试验而言，以最大曲率处表示有定数的疲劳极限；但对耐蚀性较差的钢来说，曲线基本上是一条直线至少到试验的极点 10^8 周数。有限耐蚀的合金（13wt%Cr 组）具有的持久限度远低于疲劳极限，这象征着值得注意的腐蚀剂效应。如果耐蚀性也高时高强度表明是有利的。因此高氮、高合金化的奥氏体钢和双相钢示出最佳的持久限度。这一优越性在侵蚀性很强的腐蚀剂中多半不会保持。

12.17 磨损侵蚀

磨损侵蚀正如其名称所蕴涵涉及力学磨损如和侵蚀作用的结合，因此可以概括完全力学的损耗和基本侵蚀损耗间整个范围的情况，由于范围如此广泛，本章不可能定量地而只可说明性地加以论述。

大多数实验室所给出的侵蚀数据是在静态下测定的。在一些涉及不锈钢的实例中，如果溶液相对于钢（或反之亦同）是经过动态环流的则会取得较好的结果。在动态条件下，由于钝化物质（例如氧）较为迅速地放出，或避免可能发生腐蚀的滞流区域，钝态破碎就不大可能发生。这几乎包括所有涉及点蚀的实例和涉及酸的一些实例。如果钢是活性的，或即使是由于其腐蚀率是可以接受的正在使用时，滞流表面层的去除是有害的，这是因为促进阳极反应。在有涡流的场合这种效应尤其严重，例如在管道中的弯头和T形接头，在这种情况下所能给出的关于材料选择的唯一建议是如有可能选择一种在相关的溶液中是钝态的钢。

当液体和金属之间的速度差太大时，会发生一种单纯力学的金属去除。流体力学的机制是复杂的，但低压区域可以形成和产生可以长大及迅速瓦解的"旋涡"，从而产生实际上去除金属的局部高应力。由于这必然会暴露出非钝化的表面，因而必然有一定数量的侵蚀，但是由于在合成的海水中已经发现马氏体钢的耐蚀性与其硬度成正比，力学效应必然是最显著的。硬度相对较低的奥氏体钢会较好些，因为据认为加工硬化的和那些具有较高加工硬化率的奥氏体钢较好。虽然，由于改变部件设计溶液通常须加以选择。这种浸蚀形式所必要的高速度出现在泵、船的螺旋桨和水轮机等元件中。这一损耗形式常称为气蚀。

·p.577·

力学磨蚀不需要这样的高速度，并可以在当运动的流体含有悬浮的固体粒子时发生。自然，当速度高时，以及出现包括涡流或流体改变方向并具有硬而多角的悬浮粒于时影响是最坏的。实例是水中悬浮的沙粒和在化学溶液中悬浮的晶体。除直接去除金属以外，经常地冲刷表面去除钝态膜和阻止再钝化。虽然再钝化倾向可以产生一些阳极控制作用，腐蚀率基本上将是在阴极控制之下的。具有最高腐蚀率的最硬的材料中，耐力学磨蚀性最高的观点是似是而非的。在此情况下，由于高加工硬化率的奥氏体钢涉及到剧烈的磨蚀因而没有优点，对于含有悬浮沙粒的微咸水来说，已经发现有些双相钢表现出是一种合理的折衷钢。

12.18 高温下的侵蚀

12.18.1 氧化特征和钢成分的影响

当铁暴露在室温下的氧或空气时，很快地起反应生成一层氧化膜，在实际上看得见此膜以前使进一步的反应中止。在高温下，膜变厚，最初通过相互影响效应成为可见的，然后一直到在足够高的温度下变成只起部分保护性的作用，于是使侵蚀递增。膜的变厚机制是复杂的，简单化的看可以描述为金属离子穿过膜在或接近氧化皮（氧化物）/大气界面的扩散与氧起反应。其实看得出厚度的膜的层系是 $Fe/FeO/Fe_3O_4/Fe_2O_3/O_2$，由于氧化物的非化学计量通过可能存在的阳离子、阴离子、空位、和电子穿过晶面的输送而变厚。逐渐增加的锈蚀、部分地由于其中的应力导致氧化物层的局部隆起和破裂，因此使氧可以直接接触金属从而在反应中撕破。因此，在一定温度以上，随着断续的氧化物脱落逐步起皮，于是部件的有用使用期限随之减短。

·p.578·

用铬使铁合金化改进以上变化过程，由于氧化物成为非保护性的温度被提高，因此不锈钢的高温抗氧化性高于碳素钢和低合金钢。现已推论出一个简便资用的假说用来解释这种改进的过程。众所周知铬金属容易氧化，形成的 Cr_2O_3 以同样的方式像氧化物对铁那样起保护作用，但却是在较高温度下。因为铬是比铁易反应的，在铁铬合金上发生的反应产物基本上是 Cr_2O_3，形成氧化膜并产生增强的保护。虽然，形成 Cr_2O_3 的选择氧化导致层下面钢的铬贫化，这样，在较高温度下当氧化物发生局部隆起和破裂时，氧就会渐渐增加直接接触贫铬的金属，然后形成的氧化物可以是保护性较差的铁或尖晶石，并且可以形成复杂的成层的氧化皮，或许达到会脱落的程度。当然，所有钢必然要经历这一程序，与极限温度无关，这是因为所有钢必定是从常温加热的。通过原来形成的氧化膜保护在一定的环境中可以持续一些时间，接近完结的保护期以后引起氧化率的显著加速。这被称为剥裂氧化。

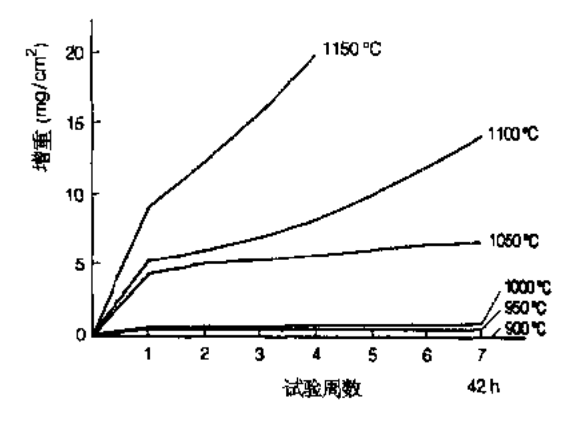


图 12-35 在燃烧的天然气与过量空气中不同温度下 20.1wt% 铬铁素体钢的逐步增重的时间曲线

为了测定合金化的作用和比较不同的钢试验方法是必要的。这里提供的大多数数据是，通过将钢试样暴露在不同温度下的一种气氛中保持 7 个 6h 周期，然后冷却到室温后测得的，这种气氛是用过量空气燃烧天然气产生的。气氛由氮、二氧化碳、水和氧组成因此与许多烟道气类似。热循环促进氧化皮剥离从而促进达到剥裂氧化条件。对一种 20wt% Cr 铁素体钢在不同温度下试验的结果画出了增重对时间，即周期数的关系曲线，见图 12-35。可以看出随温度的提高保护层变厚和从保护性的转变到部分保护性的过程。取由于氧化的总增重为相关温度下的起皮指数，1 的数值已证明是关于钢的安全温度极限的一个颇为可信的指示。图 12-36 中给出了起皮指数 1，5 或 10 的温度对铬含量的关系曲线，试验包括了所有单纯的 Fe—Cr 钢。

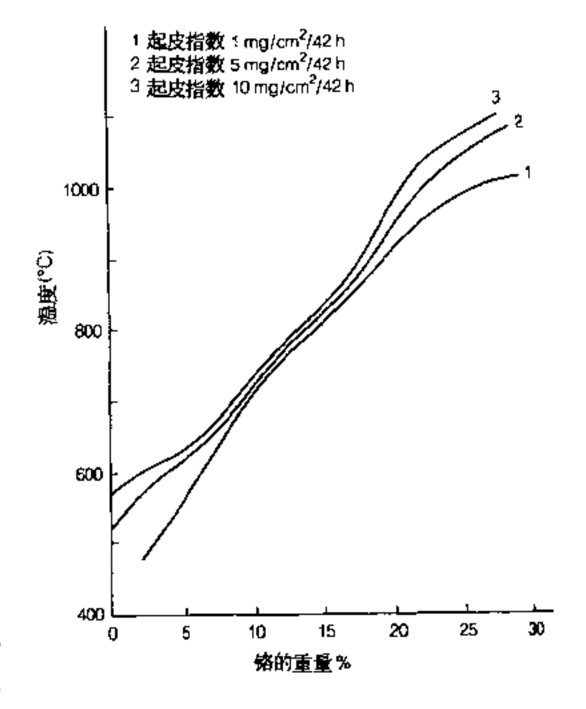


图 12-36 有关温度和 Fe—Cr 钢铬含量的等腐蚀曲线，气氛：用过量空气燃烧的天然气

·p.579·

从结果可以看出铬的显著作用。镍具有不定的作用，在含有 2.5% 到 5.5wt% 的马氏体钢中实际上显得是有害的，但从 9% 到 11% 没有什么作用。另一方面，镍高于 20wt% 是有益的。钼、钒、钛和铌在钢中通常存在的数量下没有什么作用。锰、钒和钼

当存在实质数量时会是有害的。铝是很有益的，13wt% Cr 钢加 4wt% Al 所起的作用与 25wt% Cr，20wt% Ni 奥氏体钢相似。效益还可起因于较少量的铝含量，硅的情况也是如此。的确不锈钢中正常的 0.25wt%—0.5wt% Si 就有助于其抗氧化性。这从图 12-37 中所示出的含 12wt%到 13wt% Cr 马氏体钢的结果就可以说明。

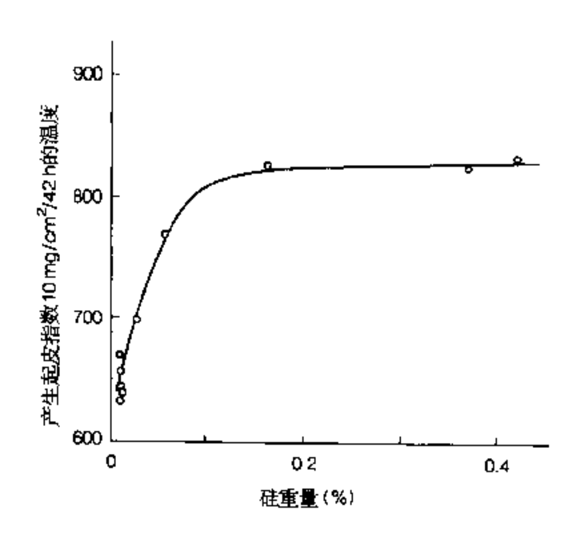


图 12-37 硅含量对 12wt.%—13wt.%铬钢抗氧化性的影响。气氛：用过量空气燃烧的天然气

12.18.2 气氛的影响

气氛可以变换（Hatfield，1927），而不锈钢在不同含氧量的气体、诸如氧、蒸汽、二氧化碳和二氧化硫中的结果与从合成的烟道气试验所得到的结果是一致的。在各种不同的混合气中 AISI 型号 302 钢也没有什么明显的变化，见表 12-27，其中试验温度在此钢实用的上限。必须记住在含硫气氛情况下硫对含镍材料可能的有害影响。在还原的环境中，硫化物侵入合金随后破坏对氧化起保护作用的性能在还原条件下是可能的。虽然 18wt.% Cr 奥氏体钢在通常使用温度范围以内看来没有什么危险，在更高温度下却存在着潜在的危险，这可以从 AISI 型号 310 钢在 1100℃下的下列结果看出。

气氛	增重（mg/cm^2，12h）
氧化的，高硫	1.6
还原的，低硫	1.2
还原的，高硫	31.9

在强烈氧化的试验中看出了表面下面的硫化物。

表 12-27 在各种混合气中 900℃下，24h 的试验[a]，增重（mg/cm^2，24h）

气体	普通碳素钢	AISI 型号 302
氧	83.4	2.7
空气	55.3	0.4
空气 Air + 5%[b]H_2O	74.2	3.2
空气 Air + 5%CO_2	76.9	1.2
空气 Air + 2%SO_2	65.2	0.9
空气 Air + 5%H_2O + 5%CO_2	100.4	4.6
空气 Air + 5%H_2O + 5%SO_2	152.4	3.6

[a]数据根据 Hatfield（1927）。b 所有% 均为体积百分数。

·p.580·

12.18.3 长期的暴露

表 12-28 和 12-29 中给出了一些在空气、蒸汽和烟气中长期试验的结果。对于长期

的试验，表面以下的侵入效应也必须加以考虑，并且在这些研究中做到了，记录下了总金属耗损。

12.18.4 热循环

由热循环所引起的应力会使氧化物破裂并由此非定常地改变氧化率。因此如果反复地加热和冷却会使钢在其推理的氧化温度极限以内，使用得很好的钢会起较多的氧化皮，图 12-38 示出了涉及 AISI 型号 310 钢在 850℃下空气中氧化的一个实例。

表 12-28（a） 在空气[a]中 10 000h 的等温试验，总金属耗损（mm）

温度（℃）	钢型号 AISI			
	302	321	316	310
650	0.0007	0.0007	0.0007	
700	0.0017	0.0009		0.001
750	0.0062	0.015	0.0175	
800	0.01	0.015		0.0011
850	0.037		0.09	0.025
875		0.043	0.1	0.04

[a]在室温下用水饱和的空气。数据根据 Edward 和 Nicholson（1969）。

表 12-28（b） 在电站蒸汽中 10 000h 的试验；总金属耗损（mm）[a]

温度（℃）	碳素钢	12%CrMoV	AISI 型号 316	AISI 型号 347
556	0.065	0.09	0.06	0.003
593	0.160	0.10	0.045	0.005
620	0.70	0.10	0.08	0.007

[a]压力：3.45MN/m²。

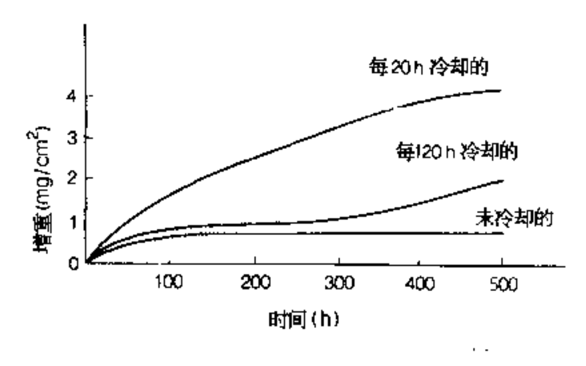


图 12-38 热循环对 AISI 型号 310 钢在空气中 850℃氧化的影响

表 12-29 在 538 和 677℃间循环的过热器中的金属耗损；7 950h 后的减壁[a]（mm）

钢	蒸汽[b]侧	烟气侧
304	0.038	0.021
321	0.038	0.023
347	0.010	0.023

[a]数据根据 Eberle 等（1954）。

[b]压力：14MN/m²。

12.18.5 表面沾染物的影响

使用中可能沉积在钢上的一定的材料，可能会具有严重的有害影响。大量氧化的防止取决于保护性氧化膜的完整性。能降低其熔点的材料会引起严重的后果。一个实例是

V_2O_5，它是用某些残余油作燃料的燃烧产物。V_2O_5 会与其它灰烬组成物形成低熔点混合物。无镍的铁素体钢对于由这些灰分所引起的侵蚀具有最佳的耐蚀性。硫酸盐可以沉积在设备中，含硫油是海水污染的常见致因。虽然硫酸钠本身并不是危险的，低熔点的碱性焦硫酸盐则会有危险，这正如也会在硫酸盐可以还原成硫化物的环境下，氯化物和其它卤化物无论是固体或气体的形式都有损害作用，并且看来不用熔化就降低氧化物膜的保护性效应。

·p.581·

12.19 参考文献

Anderson. D. B. (1976), *A. S. T. M. Special Technical Pub.*, 576.

Chandler, K. A., Hudson, J. C. (1976), in: *Corrosion, Vol. 1* : Shrier, L. L. (Ed.) London: Newnes-Butterworth, pp. 3—5.

Edwards, A. M., Nicholson. A. (1969), *I. S. I. Report 117* , 149.

Eherle. F., Ely, F. A., Dillon, J. A. (1954), *Trans, Amer, Soc. Mech. Eng. 76* , 665.

Evans, U. R. (1960), *The Corrosion and Oxidation of Metals*. London: Arnold. p. 219.

Flint. G. N. (1976), 2nd Spanish Corrosion Congress. Grützner, G. (1973), *Stahl und Eisen* 93, 9-18.

Hack, H. P. (1982), *Conf. Corrosion* 82, *N. A. C. E. paper*, 65.

Hatfield, W. H. (1927), *J, Iron Steel Inst. London 115* , 483.

Hoar, T. P. (1976), in: *Corrosion, Vol, 2* ; Shrier, L. L. (Ed.). London: Newnes-Butterworth. Section 1. 5.

Johnson. K. E. (1982) *Corrosion Science, 22* , 175.

Llewellyn. D. T.. Murray. J. D. (1964), *I. S. I. Special Report*. 86, 197.

Nagano, H. Kudo, T., Inaba, Y., Harada, M. (1980). 19*th Journés de Acier Speciaux*.

Needham. D. J. et. al. (1987), *Conf. Stainless Steels* 87, London: Inst. Metals, p. 215.

Oldfield. J. W., Sutton, W. H. (1978), *Br. Corros. J.*, *13* , 13.

Schneider, H. (1960), *Foundry Trade Journal*. *108* , 562.

Sedriks, A. J. (1982), *International Metals Reviews*, *27* , 321.

Speidel. M. O. (1977), *Corrosion*, *33* , 199.

Wallen. B. (1980), Conf, *Advanced Stainless Steels for Seawater Applications*. Climax Molybdenum Co. and Associazione Italiana di Metallergia.

通用读物

The published literature concerning stainless steel is extensive. A selection is given below which provides detailed coverage of the various aspects discussed, and extensive references.

专门论及不锈钢的书

1. Monypenny. J. H. G. (1951), *Stainless Iron and Steel Vols*. 1 *and* 2. London: Chapman and Hall.
2. Colombier. L., Hochmann, J. (1967), *Stainless and Heat Resisting Steels*. London: Edward Arnold.

2 (a). *Les Aciers Inoxydables*; Lacombe. P., Baroux, B., Beranger, G. (eds.) (1990). France: Les Editeurs de Physique.

3. *Handbook of Stainless Steels*: Peckner. D., Bernstein. I. M. (eds.) (1977), New York: McGraw Hill.
4. *The Metallurgical Evolution of Stainless Steels*: Pickering. F. B (Ed.) (1979), Metals Park, OH: American Society of Metals and London: The Metals Society.
5. *Duplex Stainless Steels*: Lula, R. A. (Ed.) (1988). Metals Park. OH: The American Society for Metals.
6. *The Toughness of Ferritic Stainless Steels*: Lula. R. A. (Ed.) (1980): The American Society for Testing Materials STP 706.
7. Briggs J. Z., Parker, T. D. (1965) and Update (anon.). *The Super* 12% *Chromium Steels*: Climax Molybdenum Co.

8. *Stainless Steels* (1969), *I. S. I. Pub.* 117, London: The Iron and Steel Institute.

9. *New Developments in Stainless Steel Technology*, Lula, R. A. (Ed.) (1985), Metals Park. OH: The American Society for Metals.

10. *Stainless Steels*' 77: Barr. R. O. (Ed.) (1977): Climax Molybdenum Co.

11. *Stainless Steels* ' 87 (1988), London: The Institute of Metals.

12. Sedriks. A. J. (1979), *Corrosion of Stainless Steels*. New York: John Wiley and Sons.

13. *Intergranular Corrosion of Stainless Alloys*: Steigerwald R. (Ed.). (1978): A. S. T. M. STP 656.

主要涉及腐蚀论题的书

14. *Corrosion Vols*. 1 *and* 2: Shrier, L. L. (Ed.) (1976). London: Newnes-Butterworth.

15. Evans U. R. (1960, 1968, 1976,) *The Corrosion and Oxidation of Metals and Supplements* 1 *and* 2. London: Edward Arnold.

16. Fontana. M. G., Greene N. D. (1967), *Corrosion Engineering*, New York: McGraw-Hill.

17. Tomashov. N. D. (1966), *Theory of Corrosion and Protection of Metals*. London: MacMillan.

18. *Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking* (1969): National Association of Corrosion Engineers. International Corrosion Conference Series N. A. C. E. -1.

19. *Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys*: N. A. C. E. Int. Corr Conf. Series. N. A. C. E. -5.

20. *The Theory of Stress Corrosion Cracking*: Scully, J. C. (Ed.). (1971): N. A. T. O.

21. *Corrosion Futigue*: *Chemistry*, *Mechanism and Micro Structure* (1967): N. A. C. E. Int. Corr. Conf. Series N. A. C. E. -2.

22. *Localised Corrosion* (1974): N. A. C. E. Int. Corr. Conf. Series. N. A. C. E. -3.

23. Rabald. E. (1951). *Corrosion Guide* New York: Elsevier Publishing Co. Inc.

力学性能

a) Normal ambient temperatures: Books 1, 2, 2 (a), 3, 4, 5, 6, 9, 10.

b) At sub-zero temperatures: Books 3, 5, 6. 9, and. Sanderson, G. P., Llewellyn, D. T. (1969), *J, Iron Steel Inst. London* 207, 1129.

c) At elevated temperatures: Books 2, 2 (a), 3, 7, 8, and Kirkby, H. W., Truman, R. J. (1967), *I. S. I. Pub*. 97. Truman. R. J. et. al. (1967), *I. S. I. Pub*. 97.

制作和操作

Books 2 (a), 3, and *Forming of Austenitic*, *Chromium-Nickel Stainless Steels* (1954). London: The International Nickel Co.

腐蚀

a) General. Books. 1, 2, 2 (a), 3, 12, 14, 23.

b) Pitting and Crevice Corrosion. Books 1, 2, 2 (a), 3, 12, 14, 22. and, Morrow, H. (Ed.). (1980). *Advanced Steels for Seawater Applications*, Climax Molybdenum Co. and Associazione Italiana di Metallurgia.

Sedriks, A. J. (1982), "Corrosion Resistance of Fe-Cr-Ni-Mo Alloys in Marine Environments", *Int. Met. Rev*. 27, 321.

c) Atmospheric. Books 3, 8, 11, 14.

d) Stress Corrosion Cracking. Books 8, 12, 16. 18, 19, 20, and Hanninen. H. E. (1979), "Influence of Metallurgical Variations in Environmental-Sensitive Cracking of Austenitic Alloys", *Int. Met. Rev*. 24, 85.

Truman. J. E. (1981). "Stress Corrosion Cracking of Martensitic and Ferritic Stainless Steels", *Int. Met. Rev*. 26, 301.

e) Intercrystalline Corrosion, Books 1, 2, 2 (a), 3. 4. 10, 12, 13.

13 工 具 钢

Harry W. Rayson

Formerly Principal Lecturer, Department of Metallurgy and Materials Engineering,
Sheffield City Polytechnic, Sheffield, U.K.

(王世章 译)

目录

符号与缩语表

A_1	临界温度
A_{cm}	低此温度时渗碳体（Fe_3C）从奥氏体析出
C	常数
M_f	马氏体相变终了温度
M_s	马氏体相变开始温度
t	时间
T	回火温度
AISI	美国钢铁协会
ASTM	美国材料试验学会
CSD	离心喷射沉积
CVD	化学气相沉积
ESR	电渣重熔
HRc	洛氏 C 硬度
HV	维氏硬度
PVD	物理气相沉积
TTT	奥氏体等温转变曲线
VAR	真空电弧重熔

·p.588·

13.1 引　　言

在人类发展史中使用工具具有极重大的意义，而早先的钢主要是用于制作工具。今日，虽然工具钢在钢的总产量上只占很小一部分，但是若以它的重要性来衡量，却要大得多。

工具钢用于材料，尤其是各种金属和合成材料的热或冷加工成形。这就要求工具钢的强度与硬度必须超过被切削或被成形的材料。因此工具钢是一种高强度、耐热高质量的材料，在承受高应力和温度之下能有最低的磨损。它们的显著性能的基础，在于普通碳素钢可通过快速淬火形成马氏体。早期淬火方法采用水冷，后来由于钢中加入合金元素使淬火可扩大采用油冷或空气冷却。早先切削工具采用含 0.8%—1.4%（wt）C 的钢经水冷淬火。由于铁基合金具有能由面心立方（f.c.c.）的奥氏体转变为体心立方（b.c.c.）铁素体的同素异形转变特性，此时若采用适当的快速冷却，即可形成高硬度，且高应变的体心正方（b.c.c.）马氏体，而不是铁素体和碳化物。在平衡图上没有显示出马氏体，因为它在热力学上是不稳定的。

在现代工具钢发展的早期阶段，即 19 世纪，只有高速钢有良好的记载。突出的是 1868 年 Mushet 偶然发现含 2.5%Mn 的 9%W 钢具有在空气中淬硬的性能（见 Osborne, 1952）。若干年后即 1886 年，Brustlein 发表工作指出铬的有利作用，尤其在获得空冷淬硬方面，为此很快就取代了锰。

1900 年以后出现了许多重要的高速钢品种（译者注：只有 1900 年巴黎世界博览会上第一次出现由 Taylor 和 White 发明的接近熔点淬火的高碳铬钨钢，才具有高红硬度和高速切削能力，在此之后才有真正的高速钢，切削速度比 Mushet 钢高约 3—4 倍）。人们意识到有可能用钼代替钨，并出现了 14%W，0.7%C 的高速钢，这是迄今仍广泛使用的 18%W，4%Cr，1%V（国际上通称 T1）高速钢的原型。1904 年 Mathews 在美国申请了加钒的专利，这样使 T1 钢增加了最后一个重要成分。钒的主要作用是形成一种高硬度，抗回火的碳化物，1910 年钢中已加入达 0.7%V。在以后的 10 年中，加钴明显地提高了高温硬度。如果采取了防止脱碳的措施，钼被证实可有效地代替钨，并在 1920 年后获得广泛使用。

超高速钢是最近合金化发展的重要成分之一。这种钢是采用碳与钒含量之间的仔细平衡，通过形成大量的钒碳化物以产生高耐磨性。

近年来通过采用新的冶炼和生产工艺使碳化物分布均匀，细化了钢的显微组织，使高速钢质量获得很大的提高。离心喷射沉积（CSD）与 Osprey 工艺是通过加速金属液滴的冷却，使显微组织大大细化。其它显著有成效的工艺包括电渣重熔（ESR）和真空电弧重熔（VAR）。在常规铸造材料，甚至在电渣重熔钢锭中为了使显微组织均匀必须加以适当的热加工，因为即使经 98%变形量的轧制仍可能见到带状组织。

·p.589·

在大多数工具的使用中，工具表面所承受条件要比内部苛刻得多。表面处理不是什么新技术，但是近年来在这一领域，尤其对高速钢来说，有更重要的进展。早已熟知的处理如渗碳、氮化是改变钢的表面层化学成分。化学或物理气相沉积虽昂贵一些，但证明是十分有效。表面层只有几个微米厚的化合物如钛的碳化物和氮化物，具有高达3000HV硬度及低的摩擦系数，因此可大大提高工具的寿命。例如Jacobs等（1984年）已知TiN涂层能成倍地提高麻花钻头的寿命。这些发展连同提高韧性，使工具钢能继续在许多领域有力地与更脆的难熔材料，如硬质合金和陶瓷材料相竞争。

表13-1采用美国AISI分类法列出不同类型工具钢的一些重要钢种的成分。

表13-1 一些较重要的工具钢成分

AISI	成分（wt%）							
No.	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Co
W1	0.60—1.40	0.10—0.40	0.10—0.40	–	–	–	–	–
W2	0.60—1.40	0.10—0.40	0.10—0.40	–	–	–	0.25	–
W4	1.00	0.25	0.25	0.10	–	–	–	–
W5	1.10	0.25	0.25	0.50	–	–	–	–
S7	0.50	0.10—0.40	0.60—0.80	1.35	1.40	–	–	–
O1—O2	0.90	0.10—0.40	1.00	0.50	–	0.50	–	–
O6	1.15	1.00	0.35—1.00	–	0.25	–	–	–
O7	1.20	0.10—0.40	0.10—0.40	0.75	1.75	–	–	–
A2	1.00	0.10—0.40	0.40—0.85	5.00	1.00	–	–	–
A3	1.25	0.10—0.40	0.40—0.60	5.00	1.00	–	1.00	–
A7	2.25	0.10—0.40	1.00	5.25	1.00	1.00	4.75	–
A8	0.55	0.910—1.10	0.10—0.40	5.00	1.25	1.25	–	–
A9	0.50	0.90—1.10	0.30—0.50	5.00	1.40	–	1.80	(Ni 1.50)
D2	1.50	0.10—0.40	0.20—0.40	12.00	1.00	–	1.00	–
D3—D6	2.25	0.10—0.40	0.20—0.40	12.00	–	–	–	–
D4	2.25	0.10—0.40	0.20—0.40	12.00	1.00	–	–	–
D5	1.50	0.40—0.60	0.20—0.40	12.00	1.00	–	–	3.00
D7	2.35	0.30—0.50	0.30—0.50	12.00	1.00	–	4.00	–
H11	0.35	0.90—1.10	0.10—0.40	5.00	1.50	–	0.40	–
H12	0.35	0.90—1.10	0.10—0.40	5.00	1.50	1.50	0.40	–
H13	0.35	0.90—1.10	0.20—0.50	5.00	1.50	–	1.00	–
H14	0.40	0.90—1.10	0.10—0.40	5.00	–	5.00	–	–
H21	0.35	0.10—0.40	0.10—0.40	3.50	–	9.00	–	–
H22	0.35	0.10—0.40	0.10—0.40	2.00	–	11.00	0.30—0.45	–
H23	0.30	0.40—0.60	0.10—0.40	12.00	–	12.00	0.30—0.50	–
H24	0.45	0.10—0.40	0.10—0.40	3.00	–	15.00	0.30—0.50	–
H25	0.25	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	–	15.00	–	–
H26	0.50	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	–	18.00	1.00	–
T1	0.70	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	0.70	18.00	1.00	–
T2	0.80	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	0.50—0.75	18.00	2.00	–

续表

AISI No.	成分（wt%）							
	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Co
T4	0.75	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	0.60—0.80	18.00	1.00	5.00
T5	0.80	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	0.65—1.00	18.00	2.00	8.00
T6	0.80	0.10—0.40	0.10—0.40	4.50	0.60—0.80	20.00	1.50	12.00
T15	1.50	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00—5.00	0.50	12.00	5.00	5.00
M1	0.80	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	8.00	1.50	1.00	-
M2	0.85	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	5.00	6.00	2.00	-
M4	1.30	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	4.50	5.50	4.00	-
M6	0.80	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	5.00	4.00	1.50	12.00
M10	0.90	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	8.00	-	2.00	-
M30	0.80	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	8.00	2.00	1.25	5.00
M35	0.85—0.95	0.10—0.40	0.10—0.40	4.00	8.00	4.00	2.00	8.00
M42	1.10	0.10—0.40	0.10—0.40	3.75	9.50	1.50	1.15	8.00
L2	0.50—1.10	0.10—0.40	0.10—0.60	1.00	-	-	0.20	-
L3	1.00	0.10—0.40	0.10—0.40	1.50	-	-	0.20	-
L6	0.70	0.10—0.40	0.10—0.40	0.75	0.25	-	-	(Ni 1.50 3.00)
P2	0.07	0.10—0.40	0.30—0.70	2.00	0.20	-	-	(Ni 0.50)
P3	0.10	0.10—0.40	0.40—0.60	0.60	-	-	-	3.50 (or Ni)
P4	0.07	0.10—0.40	0.10—0.40	5.00	0.75	-	-	-
P5	0.10	0.10—0.40	0.30—0.50	2.25	-	-	-	-
P6	0.10	0.10—0.40	0.40—0.60	1.50	-	-	-	3.50 (or Ni)
P20	0.35	0.40—0.60	0.65—0.90	1.25	0.40	-	-	-
P21	0.20	0.10—0.40	0.10—0.40	0.20/0.30	-	-	0.15 0.30	(Ni 1.20)

文中钢成分%此后除非特别说明，均指 wt%。

13.2 工具钢的性能要求

所需要性能，主要取决于工作环境所强加的条件，即工作温度和应力，负荷类型（特别是冲击和震动负荷）以及环境条件，如是否氧化性等等。不但要避免过负荷断裂，工具也可能由于失去形状（如在模锻中）或切削刃变钝（如在剪刀，锯条等中）而失效。上述情况的失效原因，可能是由于屈服强度低和耐磨性不够的缘故。

13.2.1 基本性能要求

·p.590·

加在工具上任何部分的应力或温度周期，不许超过抗张与抗压强度。有的工具钢在室温应用时可能很合适，但是在压注铜基合金时操作温度达到 800°C，就不行了。相反的情况，可能在高温镍基合金中虽有够高的高温强度，但在低温下常不如许多钢，而且价格昂贵。高温硬度，可提供高温时的抗塑性变形与抗磨损能力，其效果同于高温强度性能，可用于定量判断一种工具材料在负荷下的抗永久变形能力。红硬性是指处在高温长时间下仍能保持高温硬度的能力，它需要高的抗回火性。这个要求很难得到满足，因

为操作温度可能有时高达800°C。最好解决的办法，是通过高温析出过程来强化钢的强度。这个所谓的二次硬化是对许多用于艰巨条件下的工具钢的基本要求，因它比低温析出过程能提供更高的回火抗力，见第1章和第10章。

能抗裂纹长大的韧性是最重要性能之一，特别是在广泛有冲击负荷与应力集中的场合。冲击负荷的来源可能是热的或机械的。也许感到意外的是，在强度上稍低一些的钢，由于具有良好韧性和延展性，比强度更高但较脆的材料能更好地完成任务，因为延展性可通过塑性变形消除了局部过负荷，使应力更均匀地分布，这样反过来可能避免任何反复的过负荷。如果为了增加耐磨和耐热性而改变工具钢的合金元素含量，往往会降低钢的韧性。提高耐磨性往往使制造工具时的加工切削和磨削更加困难。

用于金属切削的高速钢与用于挤压、压铸和锻造用的模具钢的最重要性能，可能是在高温下抗拒摩擦钢表层的磨粒磨损。磨损是一种复杂的过程，可以是磨粒磨损，压铸模中的腐蚀磨损，工具局部与工件粘结产生的粘附磨损，以及金属切削时，被切屑有选择地带走易扩散合金元素的扩散磨损（Trent，1984）。

许多工具在使用上要求疲劳强度。即使在金属断续切削过程中也可能有反复的负荷而且经常有震动的作用。工具钢一般具有高的疲劳强度，这直接与其高抗张强度有关。产生热裂纹或开裂的热疲劳，是高温工具钢的特殊问题，它是由于在工作中，承受快速交变的加热和冷却所产生的应力而引起的。

一般来说，氧化是最不利的因素。例如在热疲劳中所形成的细裂纹网，由于其中产生氧化物体积的增加而被迫扩展。在这方面阳极涂层，已成功地用于保护压铸铝时的模具钢。在有些作业如热锻造和热压中，所形成的氧化物可能粘附与保护在模具上，或可能有磨蚀性，只能部分地粘附在模具上，从而加剧了模具的磨损。

13.2.2 其它性能要求

为了便于制造所要求形状和性能的高质量工具或模具，工具钢必需具备有许多工艺性能。此中重要的有：可铸造性、可锻造性、可切削加工性、可磨削性、以及能得到高表面光洁度的可抛光性。高耐磨性与钢中存在包括硬碳化物在内的大个夹杂物，都对上述许多性能有不利的影响。

·p.591·

热处理时对性能另有一些要求。如果相变引起大的体积变化，就会产生变形与残余应力或对有些性能如弹性模数、热传导率和热膨胀系数会有不利的影响。最好能有高的抗脱碳能力，这是许多工具钢中，采用合金元素钨比用钼更为有利的因素之一。

13.3 工具钢的分类

13.3.1 普通分类法

可能存在有多种分类法，但很难有适合于各种目的的一种分类系统。美国钢铁协会（AISI）方法（1978）主要是按照用途分类，但一部分按淬火方法来分类。由于生产了大量各种各样的工具钢，因此很难只有一种简单分类法能够满足各种要求。按不同因素进行混合式的分类方法似更加灵活些。

一般按最终用途来分类的有：

(a) 热和冷成型工具：这些工具必需能短期内承受高应力。由于工具和工件接触之间有一定的滑动，因此要求工具能耐磨，有好的韧性和可切削加工性，在热成形工具中还要求有好的高温硬度。

(b) 剪切工具：必须能抗高应力与冲击负荷。需要韧性和耐磨性，最好淬火变形小。

(c) 切削工具：通常被认为要求最为苛刻。必须有良好的高温硬度和耐磨性。可能会遇到工具本身有可切削性问题，并要求有好的可磨削性。

(d) 压铸与塑料成型模具：此二者对工具的要求常被放在一起考虑，但是压铸工作条件通常具有更高的温度。由于这些工艺过程的特点，是周期性应力和温度变化，因此对工具的主要要求是能精确成型并有良好的表面光洁度以及能抗腐蚀，抗冲击负荷与抗热疲劳开裂。

(e) 还有一些特殊工具钢，须满足在吹砂设备中的特高耐磨性。

为了满足上列各种用途的要求，韧性，耐磨性和高温硬度是所需的三种最主要性能。其它重要的次因素如工作硬度、淬透性和晶粒度也应加以考虑。钢的韧性大小与其淬硬深度有关，因此对不同断面的工具此深度应有所规定。

13.3.2 制造因素与工具钢品种的选择

制造因素重大影响工具钢品种选择的经济性，这包括主要成分的价格及其它来自冶炼、铸造、轧制、锻造、粉末冶金、可切削性、淬火尺寸变形以及抗脱碳能力的费用。

表 13-1 列出一些最常用工具钢的成分。由于大量生产的增加趋于加长生产运转时间，因此更迫切需要更高质量的工具钢，即更耐用的含铬更高的工具钢。提高工具的寿命可补偿所增加的费用。

·p.592·

13.4 物理冶金与热处理

13.4.1 热处理原理

13.4.1.1 一般考虑

热处理是个复杂的学科，目的在于获得所要求的组织和性能，要记住碳含量，尤其是表面层碳含量的重要性。其它重要因素有淬透性，变形与残余应力。图 13-1 (Hansen, 1958) 铁碳平衡图，常作为了解更为复杂的合金工具钢性能的基础。碳素工具钢碳含量总是超过 0.6%，通常在 0.9%—1.1%，因而是过共析的。由于一般热处理加热不超过 A_{cm}，所以许多工具钢都含有未溶解的碳化物。

13.4.1.2 加热作用

当加热含有铁素体和碳化物的正火或退火钢时，奥氏体 (γ) 在 A_1 或附近的温度生核，γ 核将在铁素体区内长大，而当铁素体被消耗完时，奥氏体相互接触，因此使原奥氏体晶粒得以细化。当加热至 A_{cm}以下温度，γ 晶粒一般只有轻微的粗化。在低合金钢

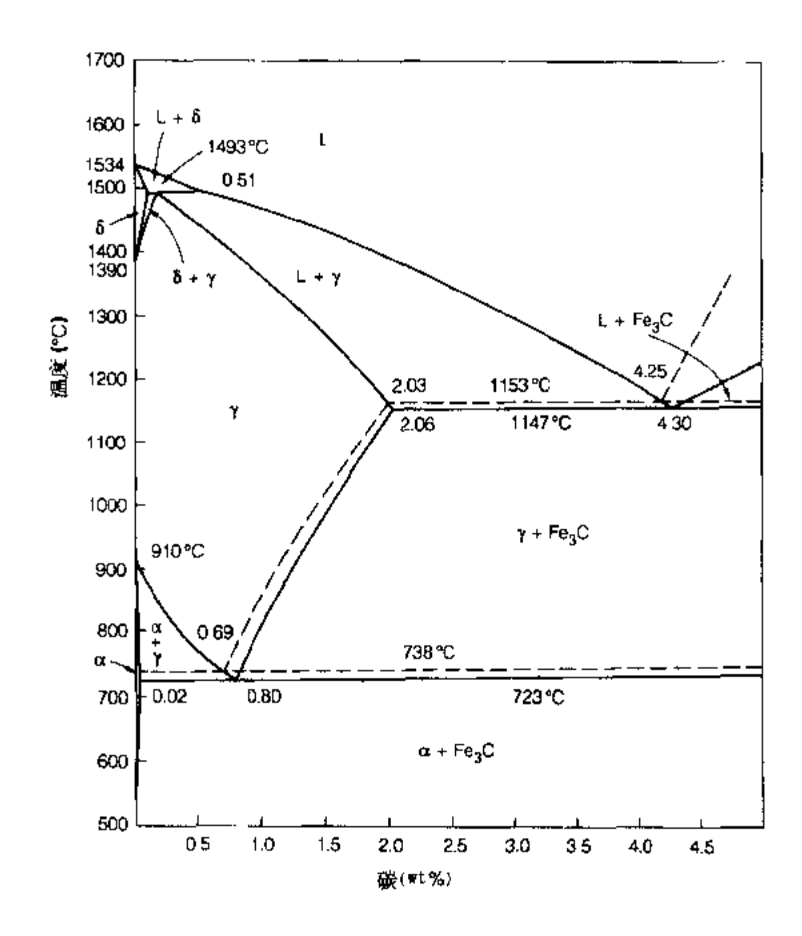


图 13-1 铁碳平衡图 实线代表 Fe—Fe_3C 平衡图，虚线代表 Fe 石墨平衡图

中加热高于 A_{cm}，奥氏体晶粒会迅速粗化，其程度取决于炼钢脱氧和锻钢操作。这情况与高速钢的行为不同，后者由于有大量碳化物仍未溶解，从而继续限制晶粒的长大。为了改善韧性一般都希望有细晶粒，但在高速钢情况下，淬火前加热的主要目的是尽量充分奥氏体化，即使奥氏体中溶解有大部分的碳化物。这就要求有非常高的接近液态线的固溶温度。如果碳化物没有充分溶解，这些钢的二次硬化就达不到高的高温硬度，但为此仍须注意避免晶粒过分长大。

·p.593·

总结来说，淬火的最终奥氏体晶粒度取决于：

(a) 固溶或奥氏体化热处理温度。

(b) 在此温度能使热量充分传入钢件中心的时间应最短。热处理时温度比时间更为敏感，因此可采用较高温度以提高产量，但要记住，有可能发生脱碳和晶粒长大的危险。最好避免为了节省时间把脆性工具直接放入热炉引起热冲击断裂的危险。

(c) 钢的成分，它能控制铁素体完全转变为奥氏体的温度。如果此温度较低，则在某一定奥氏体化温度下，加热更易获得较粗的奥氏体晶粒，而且这种钢的熔点一般也较低。

(d) 未溶解碳化物的数量。

(e) 未溶解碳化物的分布情况。

13.4.1.3 冷却作用

过共析钢在高于 A_1 但低于 A_{cm} 温度之间能够析出碳化物，这些碳化物特别易出现在奥氏体晶界。若在淬火温度仍有大量球形碳化物未溶，则在冷却时，碳化物将析出在这些碳化物上面而不会形成使钢变脆的网状碳化物。

低于 A_1 温度时奥氏体发生分解，其动力学过程依赖温度，就像第 1，4，10 章中所熟悉的 TTT 曲线。过共析钢所能获得的最软组织含有粗球化了的碳化物。为了获得此组织，必须在所要求的临界温度区缓慢冷却或长时间加热，特别是如果还存在有未溶碳化物时，可有利于使碳化物从奥氏体进一步析出。

工具钢从奥氏体化温度足够快冷时，可抑制在较高温度形成珠光体从而获得贝氏体。在低于 TTT 鼻子温度后，随温度进一步下降，贝氏体的形成大为减缓。

处于 f.c.c.（面心立方）奥氏体和 b.c.c.（体心立方）铁素体之间的体心正方结构的马氏体，是在淬火冷却低于 M_s 点（马氏体转变开始点）时，通过变温转变而形成，一般 1%C 钢的 M_s 点约 200°C。所形成马氏体的数量取决于奥氏体化温度与冷却过程的温度，见图 13-2。马氏体硬度主要取决于它的碳含量，见图 13-3（Burns 等，1938）。

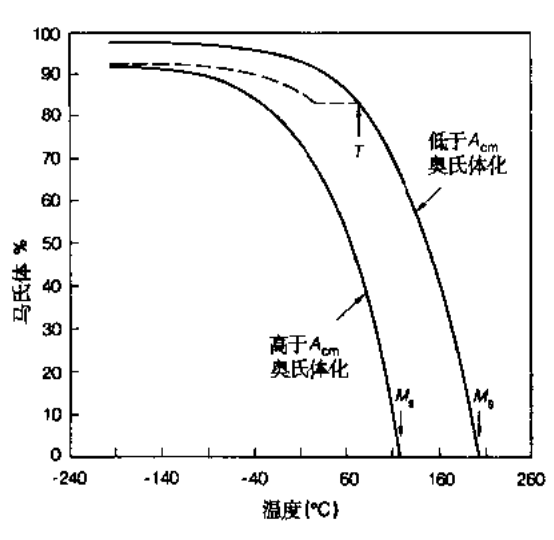


图 13-2 M_s 温度以下冷却对所形成马氏体数量的影响，对过共析钢不论在低于或高于 A_{cm} 奥氏体化，所形成马氏体数量是冷却过程温度的函数。虚线指出 1.0%C 钢由于冷却至 T 温度中断引起奥氏体稳定化，使马氏体转变在一段温度区间暂停进行

图 13-3 碳含量对合金钢马氏体硬度的影响。C 高于 0.5% 时，随碳量提高，由于残余奥氏体量增加，使硬度的增加减慢

·p.594·

13.4.1.4 残余奥氏体与奥氏体稳定化

碳和合金元素会降低 M_s 温度，因此高碳与高合金钢淬火冷却至室温，会产生过多的残余奥氏体。这种后果可通过淬火冷却至室温后进行冷处理来克服。为了避免奥氏体

的稳定化，开始冷处理时间不可受耽误中断。

淬火硬度取决于马氏体碳含量以及残余奥氏体数量。图 13-3 中超过 0.5%C 后的曲线成平直状，就是由于残余奥氏体量增加所致。此残余奥氏体是不稳定的，在随后的冷加工、回火或时效甚至室温时效也会转变为马氏体。这种转变会伴随着尺寸变化、脆性与开裂。由于残余奥氏体回火后转变产物比马氏体硬度低，因此使钢的热处理达不到所要求的硬度水平。残余奥氏体的唯一优点，可能会改善断裂韧性（Antolovich 等，1974；Gerberich 等，1969)。过共析钢的 M_s 点是成分和奥氏体化温度的函数。淬火处理中 M_s 点越高，残余奥氏体量就越少。随钢中碳含量升高，M_s 点降低（Geeninger，1942)，见图 13-4，其中合金钢曲线（Digges，1940）表明，在同一碳含量时，合金钢的 M_s 温度高于碳素钢，这是因为前者有部分碳存在于没有溶解的合金碳化物中，因而不会降低 M_s 温度。溶入奥氏体的合金元素也能降低 M_s 温度，但比碳的作用小得多。图 13-2 指出当提高奥氏体化温度时，由于增加了碳化物的溶解使奥氏体提高了碳和合金含量，促使 M_s 温度下降。已知的实验公式（Krauss 1980；Atkins 1977）指明，M_s 取决于碳及合金元素的含量。马氏体转变终结温度 M_f 随碳含量增加而降低，其速度更快于 M_s 所受的影响。如图 13-5（Petty，1970）所示，钢中碳含量由 0% 增至 0.65%，M_f 由 400°C 降至 0°C。

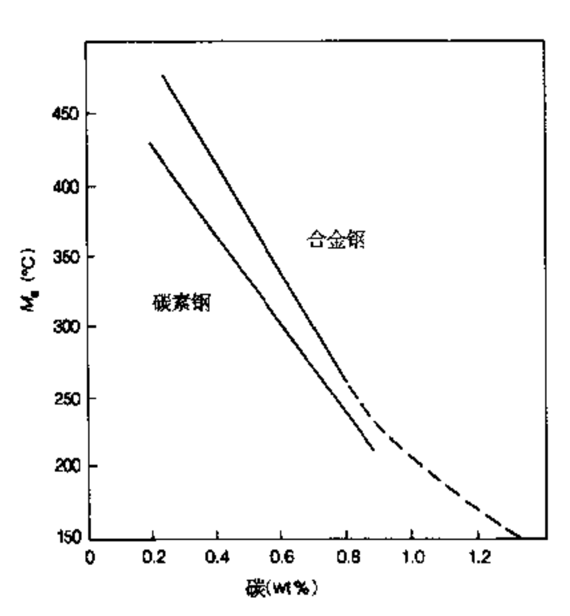


图 13-4　碳含量对碳钢和合金钢 M_s 温度的影响。由于在奥氏体化温度有未溶的合金碳化物使此部分碳和合金元素不溶于奥氏体导致合金钢的 M_s 反而比碳钢高

·p.595·

冷却过程或回火再加热中会发生奥氏体稳定化。图 13-2 和图 13-6 指出中断淬火的影响。1.1%C 钢的残余奥氏体量会因此增加 5%，见图 13-6。必须在低于 M_s 温度停留时此作用才有效，奥氏体稳定化随停留温度的进一步降低而增加（Cohen，1949)。但已稳定化的奥氏体，在较低温度能够重新开始转变成马氏体见图 13-6。缓慢冷却具有与中断淬火的类似作用，例如工具钢中的油冷淬火能比水冷淬火显著地增加残余奥氏体数量。中断淬火会加剧由于慢冷造成的奥氏体稳定化，其发展程度随淬火中断的保温时间的增加而增加，尤其在开头几分钟。

13.4.1.5　回火

回火是指在低于 A_1 温度进行加热，通常当组织接近充分球化时可产生软化。但是在一些含有强碳化物形成元素如钼、钒、钨等的合金钢中，在一定回火温度，尤其 500—600°C 时，由于合金碳化物沉淀析出而得到提高硬度的作用，这就叫做二次硬化。

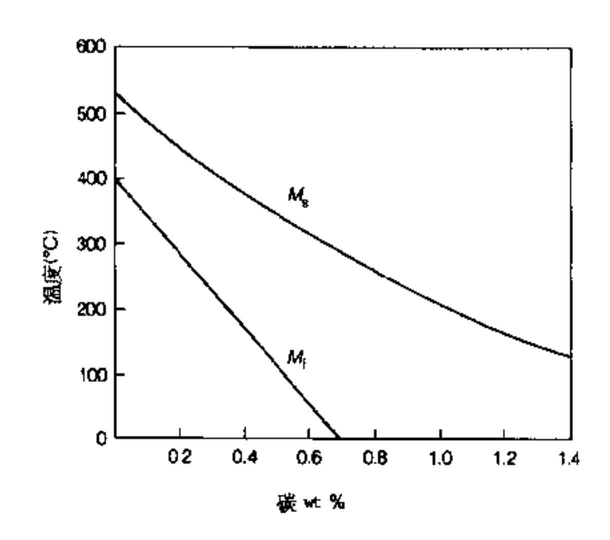


图 13-5　在铁碳合金中碳含量对 M_s 及 M_f 的影响

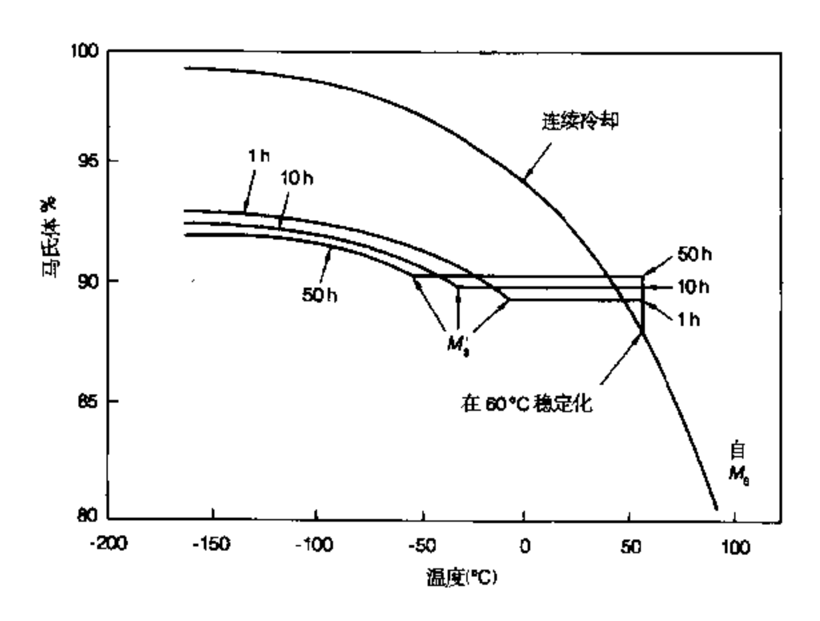


图 13-6　在 60°C 中断淬火停留时间对 1.1%C，0.2%Si，0.3%Mn 钢奥氏体稳定化的影响。图中示出增加停留时间对增加奥氏体稳定化发生区间的影响。M_s' 是奥氏体稳定化后在冷却过程中重新开始马氏体转变的温度

通常认为回火可分若干明显的阶段，详细讨论见第 1 章。

·p.596·

碳素钢回火的第一阶段，包括原先的高碳马氏体逐步被六方晶格的 ε 碳化物和含 0.25%C 的马氏体基体所代替。此时，高碳马氏体中过饱和固溶的碳被析出，马氏体晶格的正方性被降低，晶胞容积缩小。已确认回火第一阶段所形成的 ε 碳化物，若发生在较低温度，似比在较高温度能更有效地阻止钢的软化，这是由于有沉淀硬化作用的缘故。

回火的第二阶段与残余奥氏体转变为贝氏体有关。这种转变与回火时的其它变化趋

于重叠，其所产生的膨胀与其它回火所产生的收缩相抵消。在碳素钢与低合金钢中，回火的第二阶段约于200°C开始。

各种高速钢的回火行为与碳素钢十分不同，后者随温度升高，硬度不断下降，而高速钢则产生二次硬化。高速钢的二次硬化过程似是合金碳化物的一种正常沉淀硬化现象（Hoyle，1964）。较令人满意的说法，认为元素如铬和钴能抑制合金碳化物的沉淀和长大。

尽管较为复杂，具有二次硬化现象的高速钢与合金工具钢的回火各阶段可归纳叙述如下：

（1）加热约至315°C以下回火时，如同碳素钢一样，马氏体失去其晶格的正方性并析出ε碳化物。当回火温度再稍升高至约400°C，ε碳化物随后由（Fe_3C）所代替。

（2）400—550°C间回火时渗碳体部分重新溶解并析出MC或M_2C型合金碳化物，伴随着获得明显的二次硬化，见图13-7。

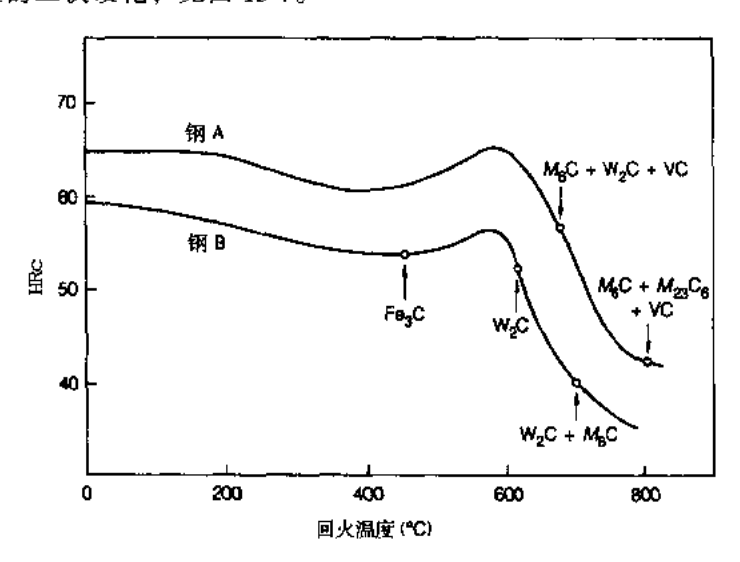


图13-7 回火温度对两种钢的二次硬化与合金碳化物析出的影响：钢A：0.8%C，18%W，4%Cr，2%V，10%Co。钢B：0.8%C，9%W，3%Cr，3%Co

·p.597·

（3）由于碳化物的析出使基体成分贫化，任何残余奥氏体将被反稳定化，即M_s温度上升，因此随后冷却产生马氏体转变。这作用可能与二次硬化的完成同时进行，但是，不要把残余奥氏体转变成马氏体所引起的硬化与二次硬化相混淆。

（4）约620—650°C间回火时M_2C重新溶解，Fe_3C最终消失，此时随伴有$M_{23}C_6$与M_6C型碳化物的析出，这与二次硬化后的过失效相关联。在此阶段硬度急剧下降。

钴的存在可对二次硬化作出贡献，使以上第二，三阶段的作用得到加强。钴增加第四阶段回火的阻力，也增加碳化物生核率同时降低长大率（Chandhok等，1963）。最后，钴可能参加金属间化合物Fe_2M或Fe_7M_6型的析出，后者常被称谓回火的第五阶段（Williams，1967）。二次硬化的程度取决于析出碳化物与母体铁素体间的共格与取向关系（Pickering，1959）。典型的VC（Baker与Nutting，1959）及Mo_2C（Honeycombe，1981）和铁素体的取向关系各为

$\{100\}_{VC} // \{100\}_{\alpha}$

$<100>_{VC}//<110>_{\alpha}$

以及

$(0001)_{Mo_2C}//(011)_{\alpha}$

$[11\bar{2}0]_{Mo_2C}//[100]_{\alpha}$

在二次硬化的早期阶段可能形成许多小区，通常藉提高碳化物相，对于基体的点阵参数可提高二次硬化的强度（Pickering，1978）。采用更高的奥氏体化温度，使预析出的钒及碳原子簇得以弥散，从而可进一步提高二次硬化（Pickering，1986）。往钢中加入钼、钨、钒、铌与钛可按序逐步增加其对二次硬化的作用，但对所有能产生二次硬化的元素达到金属:碳的比值时才能产生最大的作用。当 M:C 比值相当于相应碳化物中化学计算比值 M:C 时可观察到二次硬化的最高峰值（Pickering，1959，1986）如图 13-8 所示。这是由于碳化物随温度的溶解度在化学计算比值时达到最高值（Wadsworth 等，1976），因此，此时析出的合金碳化物的容积分数最大。此外，采用这种理想的化学计算比值的另一优点为，可提高蠕变强度（Gemmill 与 Murray，1955；Stone 与 Murray，1965）。

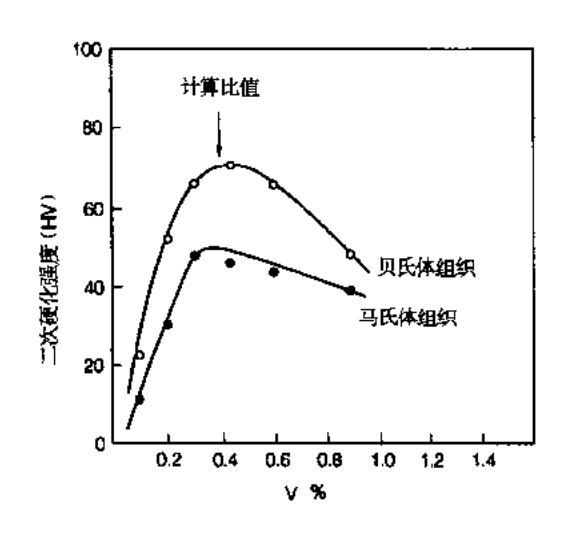


图 13-8　V 对回火 0.1%C 钢二次硬化强度的影响 图中指明在按 VC 计算比值处的最大作用，注意在贝氏体与马氏体组织上均出现最高点

·p.598·

郭可信（1955）指出，回火第三阶段中残余奥氏体转变与马氏体与早先所述的二次硬化无关。他证实了在不含残余奥氏体的钢中，也会产生二次硬化。郭可信（1953）也认为，高速钢中 M_6C 与 $M_{23}C_6$ 析出温度远高于二次硬化温度，在后者温度主要是析出 M_2C（如在 T1 钢中为 W_2C）或 VC。已证实这些碳化物出现于稍高于二次硬化峰温度的 18%W，4%Cr，2%V 且含 10%Co 的高速钢中，见图 13-7。

根据 Goldschmidt（1948），有时 $M_{23}C_6$ 的早期析出可能对二次硬化有些作用，但更可能与回火时 $M_{23}C_6$ 代替 VC 从而阻止软化有关。这种作用当铬含量较高时会被加速（Lehtinen 与 Roberts，1983）。但是二次硬化后的迅速过时效与 $M_{23}C_6$ 及 M_6C 的长大有关，它们与母体都没有共格关系。

虽然 $M_{23}C_6$ 与 M_6C 和软化有关联，在某些钢中，它们会保持细小弥散状态从而显示出高温硬度，像钴元素会阻止它们的长大。元素钨、钼与钒表明确能产生二次硬化作用，而铬与钴却不能。因此钨和钼在抗回火能力上起重要作用，它们也是高速钢中具有最大原子尺寸的元素。可能由于尺寸大，使它们在基体中扩散较慢，从而阻止了碳化物质点的长大，后者如果没有这些元素，特别是钨、钼、碳、铬与钒的同时扩散，就无法发生。可能钴虽没有直接参与碳化物的形成，但对其它元素的扩散会起阻碍作用。微量加入钛或铌也可延缓回火时的过时效或软化，因其可形成细小析出物延缓回火马氏体中

的铁素体再结晶，阻止其晶粒长大（Vassiliou 与 Pickering，1986；Pickering，1986）。利用上述诸原理用以提高抗回火性的例子见于各作者报道（Irving，1962；Pickering，1965；Lehtinen 与 Roberts，1983）。

·p.599·

虽然抗回火性很重要，但仍希望有轻度过时效，这样做确有好处。在二次硬化峰回火常常会产生显著的脆性（Contractor 等，1961；Nordberg，1983；Pickering，1978），因此在二次硬化峰之后，进行一些过时效的回火能够提高钢的韧性。

13.4.2 γ→α 转变产生的应力

13.4.2.1 残余应力

淬火后应尽快降低或消除高的残余应力，否则可能会发生开裂。一般说残余应力，只出现在整个截面不在同一时间发生体积变化时，并且不伴随有塑性变形。奥氏体转变时会增加体积。这些作用可用一深淬透性块料的淬火来作说明。如图 13-9（b）所示表

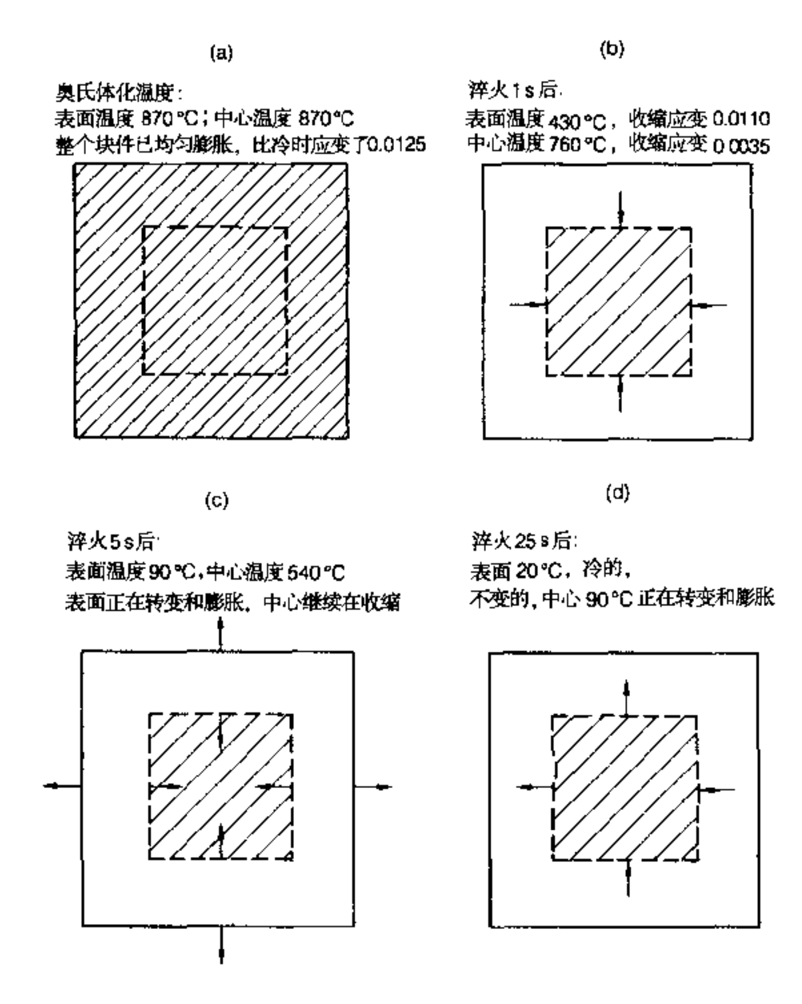


图 13-9 钢块用水淬透时所产生应力状态的图解（a）在奥氏体化温度状态；（b）淬入 1s 后；（c）淬入 5s 后；（d）淬入 25s 后的状态

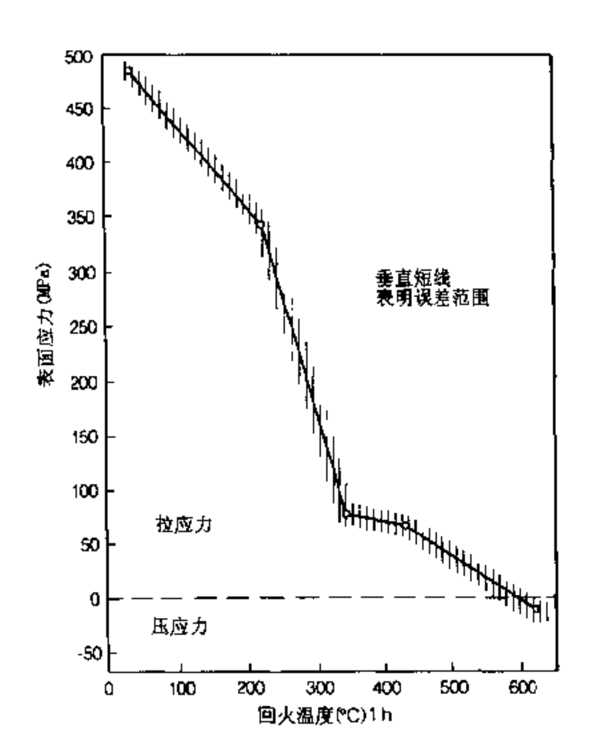


图 13-10　回火温度对 0.90% C, 0.3% Si, 1.0% Mn, 0.5% Cr, 0.5% W 钢油淬表面残余应力的影响

面层首先冷却与转变。在此阶段总的效果是使块料中心部分受压缩。但随后表面层变冷且已经转变完成，而中心部分由于正在转变成马氏体，仍继续寻求膨胀，见图 13-9 (d)，此作用的结果，使表面层产生高的拉应力面且表面可能开裂。类似的不同时转变，发生在截面厚度不同的同一工件，它们自然会具有不同的冷却速度。残余应力也会带来低的韧性与延展性，这只能通过回火来解决，虽然此时要损失一些硬度。图 13-10 是某一油淬火冷作工具钢，随回火温度升高而降低其表面张应力的例子。如果回火温度充分提高时，表面应力变为压应力，可提高其抗疲劳能力，但此时硬度大为下降 (Snyder, 1953)。

与以上行为成对比，低淬透性的钢，由于表层淬火马氏体转变时的膨胀使表层处于压应力状态。

13.4.2.2　淬火开裂的防止

常常由于设计不良引起开裂。带角
的转弯处,应该改为圆形或可采用淬透性高的钢,以便采用较缓和的淬火工艺。可能内必须避免缺口或加工划痕以避免产生应力集中。过热淬火会产生粗大晶粒,通常会降低韧性引起开裂。表面渗碳或脱碳会影响表面层转变特性,尤其是改变 M_s 温度,从而也会产生开裂。淬火形成马氏体的后期阶段要更加小心,必须缓慢冷却并及时回火。

·p.600·

用贝氏体等温淬火的工艺 (见第 4 章与第 10 章)，可以消除由于把淬火与回火分开操作所带来的某些缺点，但是，这只能限于较小截面的工件，因在热浴中淬火的冷却速度较慢，可能使较大截面的内部在冷却过程中，产生些转变导致不良的显微组织。可在 TTT 曲线的近鼻子下部的温度进行贝氏体转变，此时钢的硬度，实际上与一般淬火后用贝氏体等温淬火的温度进行回火的硬度相等,但此时在高于 HRc55 的材料中,可获得更好的韧性而且不会发生开裂。等温淬火所产生硬度较低的上贝氏体,韧性低于淬回火马氏体。许多合金工具钢由于贝氏体转变所需时间太长,妨碍其在工业上的应用。但是可以采用一种折衷的办法,即先进行部分贝氏体转变后再淬火变成马氏体,随后进行回火。

内应力通常是由于在 M_s-M_f 之间快速冷却所造成。通过分级淬火，即先淬火至高于 M_s 温度，随后空气冷却即可减少内应力。可在热熔金属或盐浴中进行快速冷却，或采用短时间油冷或水冷。对高合金钢若采用高于 980°C 油冷淬火，在到达 M_s 以前就已可能产生严重应力足以使工件开裂。若在热金属或盐浴中淬火至中间温度，此时奥氏体

分解缓慢，随后再空气冷却即可避免开裂。

·p.601·

13.4.3 合金化目的和作用

13.4.3.1 奥氏体，铁素体和碳化物形成元素

按照合金化行为的不同，工具钢中的合金元素可分为两大类。奥氏体形成元素有锰、镍、铜、钴、氮与碳。而铁素体形成元素包括有硅、铝、铬、钨、钒、钼、铌、钛、钽、锆与硫。实际上奥氏体形成元素降低铁素体/铁素体+奥氏体相的相界温度，而铁素体形成元素却升高之。这种现象是由于f.c.c.合金元素不能稳定铁素体，同样地b.c.c.元素不能稳定奥氏体。另一种合金元素分类法，特别适用于工具钢的是碳化物或非碳化物形成元素。前者有锰、铬、钼、钨、钒、铌、钛、钽与锆而后者有镍、锰、铜、钴、硅与铝。后面将讨论合金元素形成碳化物的作用。锰不形成单独的碳化物，但可溶于 Fe_3C 中，见13.4.3.3节。

一些固溶于α-铁中的置换溶质的相对强化作用见图13-11（Bain与Paxton，1966)。碳化物形成元素如铬、钨、钒与钼的作用似乎较弱。大多数元素都可提高共析转变温度(Bain与Paxton，1966)，主要例外的有锰和镍，见图13-12。

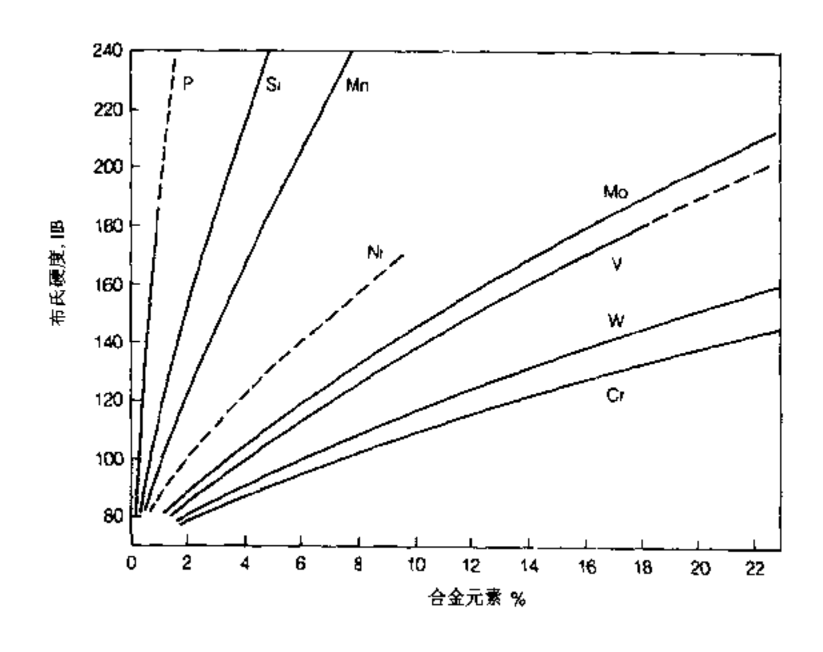


图13-11 溶于α铁中各合金元素的固溶强化作用

13.4.3.2 合金元素提供特殊性能的能力

在工具钢中要求合金元素满足以下的作用：

(a) 提高大截面工件的强度，即提高淬透性；

(b) 减少热处理的变形；

(c) 在一定硬度水平提高其耐磨性；

(d) 在一定硬度水平提高韧性；

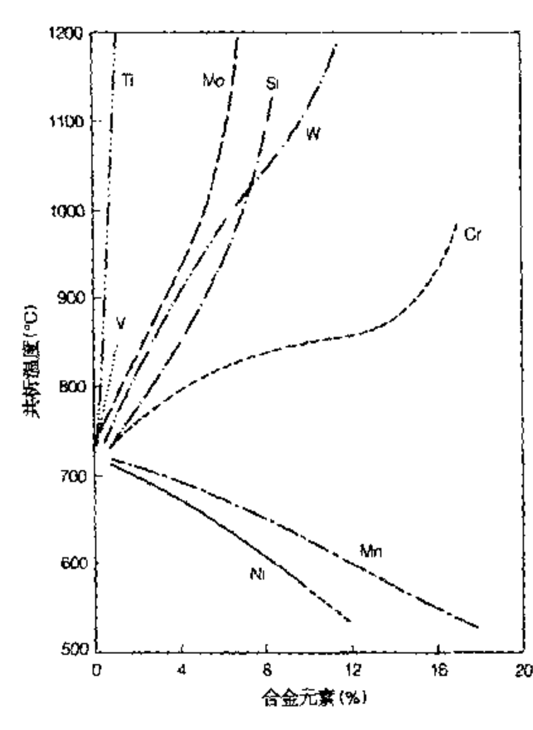


图 13-12　合金元素对共析温度的影响

(e) 提高高温硬度与强度。

这些提高性能的作用是通过提高淬透性，改变组织中所存在的碳化物性质和数量，以及改变回火特性，尤其是提高二次硬化而获得。

·p.602·

只要能改变所存在的相及其成分，合金元素就可明显影响热处理的结果。但它们对铁素体基体强度或所产生的马氏体硬度没有太大的影响，后者主要取决于碳含量。

表 13-2 指明不同合金元素对某些特殊性能的作用。在复杂的合金中，由于并存一个元素可能会显著影响其它元素的行为，因此表中所列的作用受有一定的制约。

表 13-2　合金元素对某些特定性能的影响

性　能	元素（按有效性递减次序）
高温硬度	W，Mo，Co，V，Cr，Mn
耐磨性	V，W，Mo，Cr，Mn
淬透深度	Mn，Mo，Cr，Si，Ni，V
最小变形	Mo（与 Cr），Cr，Mn
韧性	V，W，Mo，Mn，Cr
	（Ni 一般提高韧性）

13.4.3.3　合金元素与碳化物的形成

淬火和回火高合金钢中所能见到的碳化物，其类型可标识为 M_3C，M_7C_3，M_6C，$M_{23}C_6$，M_2C 及 MC。

M_3C 是基于 Fe_3C（渗碳体）的富铁碳化物，它具有正方晶结构，常出现在含低量钨、钼与钒的退火钢中。此碳化物中的任何量铁可主要被锰或铬所取代。

M_7C_3 是六方晶结构，富有铬，即以 Cr_7C_3 为基础，此中铬可能被铁部分所取代，但很少含有其它元素。

$M_{23}C_6$ 是以 f.c.c.$Cr_{23}C_6$ 为基础，存在于大多数退火高速钢中。铬可能全部被铁所取代，常还带入钨或钼，如 $Fe_{21}W_2C_6$。$M_{23}C_6$ 中也可能含锰。

·p.603·

M_6C 是铁基的富钨或钼的 f.c.c. 碳化物，成分范围由 $Fe_4(MoW)_2C$ 到 $Fe_3(MoW)_3C$。此种碳化物也可溶解适度的铬、钒与钴。M_6C 是高速钢的主要碳化物，淬火加热时难以固溶于奥氏体，因此留下不溶解的耐磨颗粒，回火时也能抗拒长大。

M_2C 与 M_6C 类似，是富钨或钼，但具有六方晶格结构，如 W_2C 或 Mo_2C。它会溶解铬但不溶解铁，与二次硬化的关系极大。回火可使 M_2C 变成 M_6C 或 $M_{23}C_6$，通常不存在于退火钢中。

MC 具有 f.c.c.NaCl 型的结构，典型的有 VC，TiC，TaC 与 ZrC，所有这些元素均属于极强的碳化物形成者。因此钢中若含钒时必定会出现 MC。VC 按化学计算成分可变化至 V_4C_3，是一种高硬度，强结合的放热型化合物，因此高温很难溶于奥氏体，是高速钢最受欢迎的成分之一。曾成功地尝试用 VC 代替其它碳化物生产有竞争力，但价格较便宜的低合金高速钢（Wadell，1973)。钼比钨更能促进 MC 的形成，经热处理后未溶解的 MC 颗粒十分耐磨损，对提高耐磨性起重要的作用。此外，细小的 MC 析出物，主要是 VC，对含钒钢的二次硬化起主要的作用，并且有高的抗回火性。

与 VC 相比，硅、钴，与镍的碳化物较不稳定，这些元素实际上属于非碳化物形成元素。各主要碳化物的相对稳定性，可用它们形成自由能的大小来表达，见表 13-3，在有些情况下有的元素与碳的亲和力小到简直可全溶于基体中，例如硅，钴与镍，甚至会促使其它碳化物如 Fe_3C 不稳定，以致在高温热处理时产生石墨化。在极端例子中，甚至还可能使 VC 出现石墨化（Swindell，1979)。

表 13-3　碳化物形成的自由能

碳化物	自由能（$kJ \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$）
TaC	−268
TiC	−180
ZrC	−155
SiC	−51
VC	−50
WC	−35
Cr_7C_3	−30
$Cr_{23}C_6$	−18
Mn_3C	−4
Fe_3C	+6
Co_2C	+7
Ni_3C	+11

·p.604·

在复杂合金中优先形成稳定性高的碳化物，此时可资利用的碳量降低，尚未形或碳化物的剩下元素和其它合金元素于热处理后溶于铁素体基体中。重要的高速钢 M2（见表 13-1）显示出多元合金元素加人的作用。若钼以钨当量来计算（1wt%Mo＝2wt%W)，M2 则相当于 16%W 钢，根据 Fe—W—C 相图主要应是含有 M_6C 型碳化物，以及少量 $M_{23}C_6$。作为比钨和钼弱的碳化物形成元素，铬可预期集中于 $M_{23}C_6$，即此中碳化物 M 主要含铬，比不含铬的 Fe—W—C 合金增加了此碳化物的数量。

13.4.3.4 合金化对退火工具钢性能的作用

退火钢是由铁素体，一次碳化物和细球化的碳化物所组成的一种稳定组织，因此这里只须考虑铁素体和碳化物。

铁素体是被合金元素所强化了的固溶体（Bain 与 Paxton，1966），各元素作用的大小按渐降次序为磷、硅、锰、镍、铌、钒、钨、铬（图 13-11），但这不是一种十分重要的强化机制。反之，碳化物的类型、数量、硬度对以后淬火回火钢的性能起关键作用。硬度高且含有大量碳化物的不利处，在于使切削加工困难。表 13-4 示出与淬火高速钢基体，相比较的各种碳化物相对硬度值（Tarasov，1948；Leckie-Ewing，1952），由此可见合金碳化物的硬度都比 Fe_3C 高得多。

表 13-4 工具钢碳化物硬度值

材　料	显微硬度	材料	洛氏硬度
油淬工具钢，(HR_c60.5)	790	淬火高速钢基体	66.0
渗碳体，Fe_3C	1150	铁钨钼碳化物 (Fe，W，Mo)$_6$C	75.2
铬碳化物，Cr_7C_3	1820	钨碳化物，WC	82.5
钒碳化物，VC	2520	钒碳化物，VC	84.2

13.4.3.5 合金化对淬火的作用

·p.605·

各主要合金元素都会改变临界温度与奥氏体稳定性的成分区间。所有合金元素均降低共析体碳含量（Bain 与 Paxton，1966），见图 13-13。锰以及其它奥氏体稳定元素如镍和钴均扩大奥氏体稳定区温度。铁素体稳定元素如铬、钼和钨则限制奥氏体成分与温度区间。即使基体在高温时全都转变为奥氏体，由于许多工具钢不可避免地含有高碳量，因此总还存在一些未溶的碳化物。淬火后未溶碳化物的数量总是随合金元素的加入而增加，因为后者降低共析体碳的成分（Bain 与 Paxton，1966），降低的多少似为合金元素形成碳化物能力的函数，如钛就远比铬有效得多。

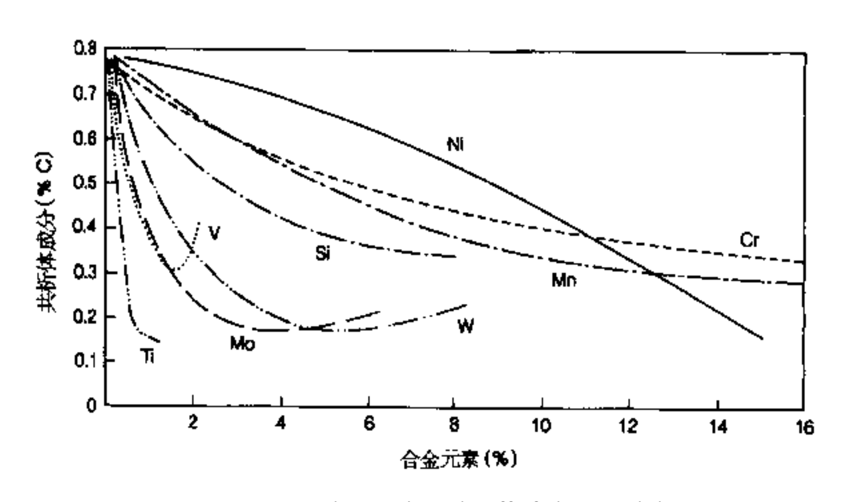


图 13-13 合金元素对共析体碳含量的影响

奥氏体化时碳化物溶解速度，以及以后在高温下工作的行为，也受合金元素的影响。非常稳定的碳化物，即形成自由能负得多的碳化物，溶解较慢，含有它们的钢，须在更长时间或更高温度来完成奥氏体化过程。在此，温度比时间的作用更大。当然，如果固溶处理温度太高，会增加脱碳的危险，但未溶碳化物会阻止钢的晶粒粗化。为了尽量提高韧性与减少以后淬火开裂与变形，须要控制钢的晶粒度。在碳素工具钢中，断口晶粒度应细于 ASTM8 级（见图 13-14），以避免淬火开裂（Arpi，1931）。出乎意料地可见到，在一定晶粒度时随奥氏体化温度的升高，淬火开裂百分数反而减少的现象，这是由于较高奥氏体温度淬火会产生较多的残余奥氏体，后者倾向于阻止淬火开裂。降低晶粒尺寸也可提高高速钢的延展性。未溶碳化物的分布越均匀致密，抗溶解性越强，对晶粒粗化的阻力就越大。在这一方面，钒、铌、钛碳化物的作用最大。一些常见工具钢的晶粒度与奥氏体化温度间的关系见图 13-15，图中指出高钨含量的优点，尤其当淬火温度很高时，例如 18%W，4%Cr，1%V 的钢，

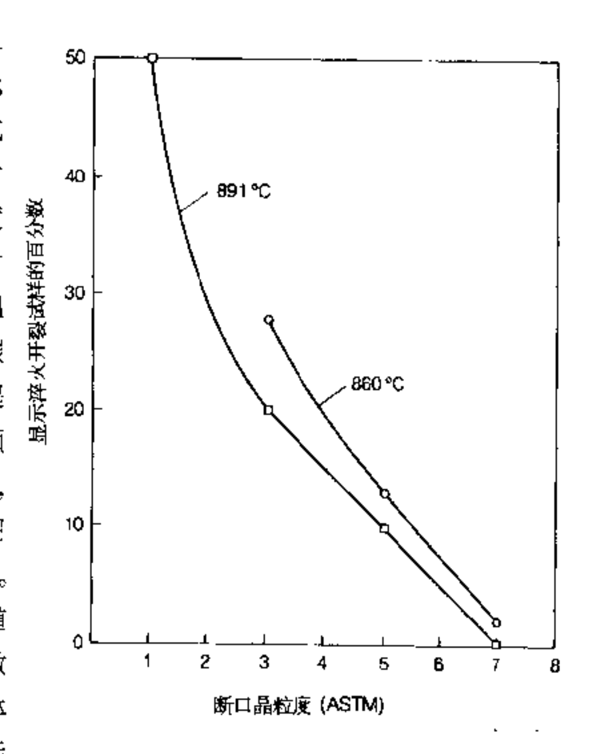


图 13-14　不同奥氏体化温度时，断口晶粒度（ASTM）对碳素工具钢淬火开裂倾向的影响

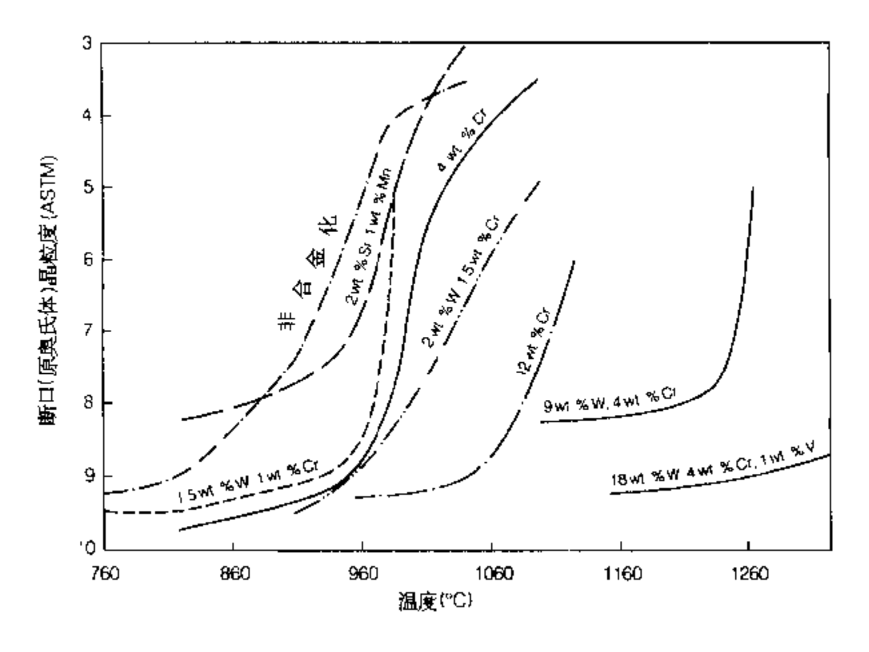


图 13-15　奥氏体化温度对一些常见工具钢断口晶粒度（ASTM）的影响。断口晶粒度相当于原奥氏体晶粒度

即使接近熔化温度仍能保持可以接受的晶粒度。

·p.606·

13.4.3.6 合金化对淬透性和TTT曲线的作用

通常加入合金元素可使TTT曲线往更长时间方向推移，钴是唯一例外。如果奥氏体化未进行完全，还存在有许多未溶的碳化物，此时由于未溶碳化物对 $\gamma \rightarrow \alpha$ 十碳化物的转变起生核作用，使转变比在非合金钢中可能进行得还要快些。但是，甚至连非碳化物形成元素如镍和硅通常都延缓工具钢中的转变。合金元素的加入也改变了TTT图的形状，显微组织以及转变产物的温度区间。

碳化物形成元素如铬、钼、钨和钒会把珠光体与贝氏体反应的温度与时间分隔开，特别是把珠光体反应推向晚得多的时间。因此富有合金元素的空冷淬硬钢具有很高的淬透性，可显著地把非马氏体转变反应大大推迟，以至在很慢的冷却速度下仍能形成马氏体。此时，即使在很厚截面的空冷工件中，仍能产生贝氏体转变，即大大增加了淬透性。

合金元素也降低 M_s 与 M_f 温度，因而在一定淬火处理下会减少马氏体数量，增加残余奥氏体含量。已发表有许多用以计算成分与 M_s 温度关系的公式（Atkins，1977；Krauss，1980）。

·p.607·

除钴外，所有元素充分溶于奥氏体时，都会增加奥氏体的残留量且使其稳定化。但碳在降低 M_s 温度的作用上，在每同一重量百分数中比其它元素更有效约一个数量级。如果存在有未溶解碳化物时，则任何元素的作用取决于奥氏体化温度。例如当奥氏体化温度高于925°C时，铬可降低 M_s 温度，但若在840°C奥氏体化，铬反而提高 M_s 温度。这是因为提高奥氏体化温度，可溶解更多的碳化物，增加溶于奥氏体中的碳和合金元素，因而降低 M_s 温度。钴的作用是异常的，它提高了 M_s 温度。

Grossman（1942）把淬透性定量化，即把钢中各重要元素，在适当的含量范围内，对其淬透性的影响加以计算。钨是最有效的淬透性元素，接着是锰、钼、铬、硅与镍（Krauss，1980；Pickering，1987），但这只能当所形成的碳化物充分溶解时。例如通常钒比预期的作用小，因为VC常常没有完全溶解，但一旦得到溶解，则钒可能是所有通常元素中增加淬透性最有效的元素（Siebert等，1977）。

13.4.3.7 合金化对回火的作用

(a) 回火曲线

在工模具钢中可见到四种基本形状的回火曲线，见图13-16。曲线1见于碳钢与低合金钢，由于 Fe_3C 或非二次硬化碳化物如 Cr_7C_3 的析出与长大，随回火温度的提高显示出不断地软化。曲线2，见于中高碳冷作模具钢，与低合金钢对比，随回火温度的提高，硬度的下降较为缓慢，因为碳化物析出过程被延缓，这也用以说明图13-16曲线2中的较平稳部分。曲线3，见于含有众多合金元素的高速钢，显示了二次硬化，在回火过程中碳化物的析出，通常产生比淬火还高的硬度。最后一种曲线4见于中—高碳热作模具钢，显示有二次硬化，但其硬度比碳含量高得多的高速钢低得多。

·p.608·

(b) 残余奥氏体转变和二次硬化所产生的硬化

回火过程中发生两种主要的硬化机制，两者都很重要，特别是在高速钢中。前一种是由于析出碳化物使残余奥氏体得到调整处理，可导致合金元素与碳自奥氏体脱溶从而提高 M_s 温度，随后冷却得以形成马氏体。依赖大量残余奥氏体转变为马氏体，以得硬化的办法的好处很有限，因为这会引起尺寸不稳定。这也不是真正的二次硬化，虽然有时也会被认为如此。采用两次或多次回火对保证残余奥氏体的完全转变很重要，虽然这种做法无论如何常用于避免脆性。

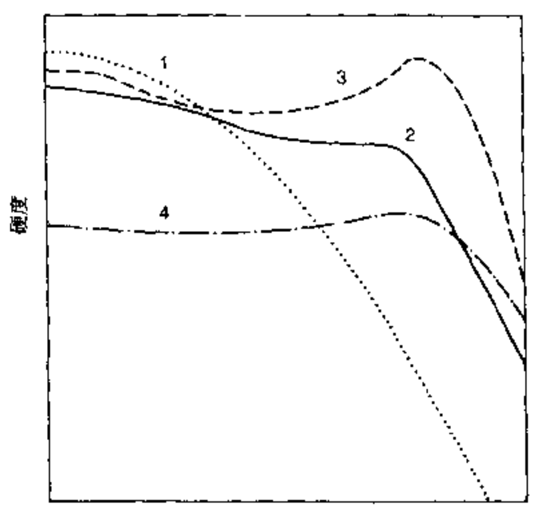


图 13-16 工具钢中所见到的回火行为主要类型、显示硬度与回火温度或温度-时间联合参数间的关系。$T(C+\log t)$ 中，T 代表回火绝对温度°K，而 t 代表回火时间，C 为常数

有三种碳化物与回火过程，因析出合金碳化物而产生真正二次硬化的作用有关。这是回火过程产生的第二个，也是最重要的硬化形式。这三种碳化物即 W_2C，Mo_2C 和 VC 以及比它们更复杂的衍生物。在含钨的热作模具钢 0.4%C,8.8%W,3%Cr,0.2%V 与 3.2%Co 中，平衡碳化物 $(Fe, W)_6C$ 是在最高回火温度（郭可信，1953）过回火时，伴随着软化而最后出现的，见图 13-7。但回火过程中 Fe_3C 是在 ε-碳化物之后，首先形成的碳化物而 W_2C 是接近二次硬化峰才被观察到。二次硬化强度开始时，是随钨含量的增加而增加，但 20%W 并不比 15%W 有何增加，因此后者似乎是这类钢含钨的理想界限。如果继续提高钨含量，对二次硬化的反应，反而由于形成奥氏体化时，不能溶解的过多一次碳化物而越起不利的作用。类似作用可见于当铬含量高于 7.4%时。铬本身起延迟软化作用，大于起真正的二次硬化作用，实际上 Cr_7C_3 不产生二次硬化（Pickering，1978）。在钒钢中可观察到二次硬化和延迟软化两种作用（Swindell，1979），但与许多低合金钢，随回火温度上升硬度不断下降相比，含钒钢的抗力要大得多。图 13-17 用定量方法，显示了延迟软化与二次硬化的作用。即使有二次硬化碳化物的析出，它并不使硬度有实际的提高，延迟软化与二次硬化可联合起

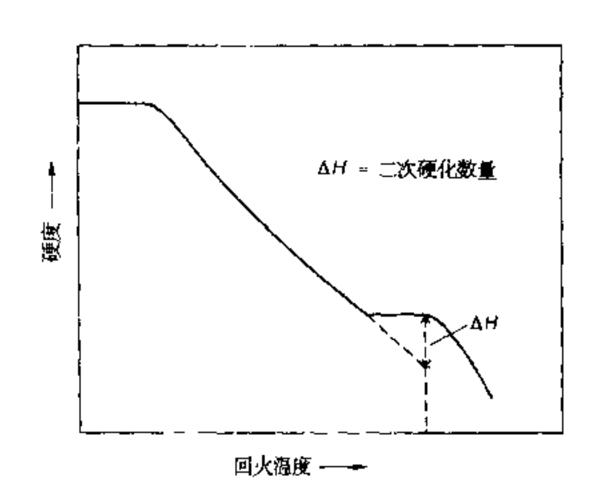


图 13-17 图解说明用等同时间回火曲线评价延迟软化或二次硬化（ΔH）的方法

来，多少能抵消通常回火时的软化。

·p.609·

按碳化物中元素的重量百分比来表示，二次硬化最佳元素依作用大小的下降次序为钒、钼和钨。这些元素以及所产生的二次硬化作用对保持高温强度显然很有好处，因此，高速钢和热作模具钢至少含有其中一种元素。回火后由于残余奥氏体分解所产生的其它硬化作用，对提高高温硬度与强度的作用可忽略不计。

(c) 非碳化物形成元素对回火抗力的作用

锰和镍对回火没什么作用，实际上还会轻微地加速回火。但钴倾向于提高二次硬化温度，而且增加钨和钼的良好作用。这是由于钴可延迟合金碳化物的生核与长大。

13.4.3.8 合金元素作用简要总结

加入合金元素并不是用以提高铁素体或回火马氏体基体的强度，对此它们的作用很小。它们的主要好处在于提高淬透性、回火抗力与保持高温硬度。即使采用 Grossman 及其它人（Grossman，1942；Moser 与 Legat，1969）近似的评估淬透性方法，也很难在复杂的合金工具钢中，能完全分开各合金元素的单独作用。例如，锰可提高低合金模具钢的淬透性，但在已经具有深淬透性的高合金模具钢中，却是没有什么作用的。

加入合金元素通过增加淬透性也可以提高大截面工件的强度，减少变形，尤其是当工件形状复杂时可无需剧烈淬火，由于存在许多硬的碳化物可增加耐磨性，部分原因由于保持细晶粒能提高韧性。在较高合金化的钢中，由于可采用较慢的淬火速度减少内应力，但较多的残余奥氏体当转变时可能导致变形与开裂。由于合金碳合物不易粗化，因而提高了高温硬度和强度。钒特别有利于提高高温强度。钼与钒抗热疲劳的能力优于钨，因为后者降低钢的热传导性。在 10%W 的空冷淬火钢中，钨可抗变形与热疲劳开裂，且在高工作温度下很耐磨，但不适于断断续续地水冷，因其抗热或机械冲击的能力较低。但这些钢具有高红硬性和抗脱碳能力。

13.5 碳素工具钢

13.5.1 典型碳素工具钢

这些碳素钢中有时加入少量钒和铬。AISI 钢类 W1 可作为典型的非合金钢例子。它们是含 0.6%—1.4%C 的便宜工具钢，比合金钢的耐磨性低，在冷冲头应用中可通过渗碳使其表面硬心部韧，延长了原先较短的寿命。此类钢的其它应用包括剪切刀片，冷冲模，铰刀，攻丝模，丝锥与钻头。本类钢易锻造，在所推荐的锻造温度没有未溶的碳化物。当碳超过 1.1%时正火须小心，因可能形成脆性的碳化物网。锻后与正火后须退火，以获得软的球化组织，以便于切削加工与以后的均匀淬火。

·p.610·

13.5.2 影响淬透性的因素

除了典型的高碳钢 W1 外，有些含 0.25%V 的钢如 AISI W2 也被广泛应用，可提高其淬火温度来增加淬透性，而且淬火不会开裂。若再加入 0.1—0.5%Cr（AISI W4）则

可得到更高的淬透性，可使较大截面工件中淬硬的表面硬度与未淬硬的心部得到较好的平衡。

然而这些钢的低淬透性有其用处，因为可藉以获得表层硬的马氏体和心部韧的珠光体。它们的淬透性受原始奥氏体晶粒度，淬火前未溶碳化物（Fe_3C）数量，淬火加热前显微组织以及淬火加热速度的影响。即使在共析点以上的成分，随碳含量的增加，如果晶粒度仍未变化，并且不存在未溶碳化物时，淬透性会继续增加。

但是由于珠光体会在未溶碳化物颗粒，以及细晶粒钢奥氏体晶粒边界上生核，通常可观察到对淬透性有不利的影响。这些碳素钢的淬透性，主要受锰和硅含量以及其它残余元素存在的影响。对1%C钢的淬透性，可把所含锰、硅、铬和镍各单独元素，在低淬透性钢中的作用相加起来进行评估。经 Moser 与 Legat（1969）改进的 Grossman 相乘因子方法，只能适用于经奥氏体化后不存在未溶碳化物的情况时。

可以定量表达晶粒度对淬透性的影响。ASTM 晶粒尺寸每增大一级可增加 10%的淬透性，后者定义为当圆棒表面在理想淬火介质中冷却时，心部可得到 50%马氏体的圆棒直径。细奥氏体晶粒还有个优点即通常可避免淬火开裂。

在中等奥氏体化温度中，原始为球化的显微组织，其淬透性大大优于原始为细珠光体组织的淬透性。原始细珠光体易转变成明显含有许多小晶核的细奥氏体晶粒，而在原始球化显微组织转变成的奥氏体中，所含小晶核则少而且大得多。这些淬透性作用可能逆反过来，即如果采用较高温度，以至高于 A_{cm}温度短时间奥氏体化时，细珠光体会更快地溶于奥氏体，从而促进溶解更多的碳而增加了淬透性。

当较慢加热，但在奥氏体化温度保温时间不变时，可增加淬透性，因总的处在高温的时间增加了，促使更多碳和其它元素溶入奥氏体。

·p.611·

13.5.3 回火对显微组织和韧性的影响

这些钢的回火通过分解高碳马氏体而使硬度下降。回火第一阶段（见 13.4.1.5 节），当在 -20°C 到 200°C 之间回火时，主要反应是马氏体碳含量降至约 0.25%，并形成ε碳化物（~$Fe_{2.4}C$），硬度由 HR_c68 降至 HRc63。在第二阶段，200—315°C 间，任何残余奥氏体均转变为贝氏体，如果残余奥氏体量很多，可能增加硬度，但一般说硬度是进一步降至 HRc56。第三阶段包括ε碳化物被 Fe_3C 所代替，基体碳含量最终降低产生铁素体。这些反应发生在 315—650°C 温度区间，时间在$\frac{1}{2}$—2h 之内。高于 650°C 为回火的最后阶段，铁素体发生再结晶，通常在高碳钢中进行较慢，一般产生等轴铁素体晶粒并使 Fe_3C 质点球化。若回火温度再提高以至近 A_1 温度，随 Fe_3C 颗粒的进一步粗化，铁素体晶粒可能逐步长大。

当回火温度增至约 180°C，回火过程的韧性有轻微的增加，此后韧性下降，到250°C 回火温度，韧性降到最低点（见第 1 章）。再提高回火温度，韧性得到重新恢复并随回火温度的增加而逐步增加。韧性（及延展性）的最低点，是与残余奥氏体转变时，以及第三阶段回火初期在原奥氏体与马氏体板条边界形成 Fe_3C 薄膜有关（Thomas，1978）。此外，杂质，尤其是磷会加剧此低温回火脆性（Materkowski 与 Krauss，1979）。磷在原奥

氏体晶界偏析会产生晶间断裂。为了改善韧性，推荐自回火温度慢冷，以避免不必要的残余应力。采用纯度更高的钢会有明显优点，但可能增加钢的成本。

13.5.3.1　淬火和回火时的尺寸变化

马氏体回火首先产生收缩，接着由于残余奥氏体的转变而发生膨胀。回火温度再升高又产生收缩，一直到最后恢复正常的热膨胀（Pickering, 1987）。在一些合金钢中这些变化会由于二次硬化时合金碳化物的析出，过时效时碳化物的转变以及由于钢中的不均匀性而进一步复杂化。

本类钢若用于大截面工件，由于它的低淬透性，在淬火时所产生的尺寸变化，按比例要比所谓无变形型的工具钢还小。回火时会有进一步变化，但总的结果还是膨胀。重要的是在室温能保持尺寸稳定，这对用于测量仪器与量具的钢尤其如此。对本类钢的尺寸稳定来说，用复杂轮换的冷处理与回火，并不优于用 150°C1h 简单回火以获得近 HRc65 的硬度。

·p.612·

13.6　冷作模具钢

本类钢用于制造多种工模具且除了碳素钢和高速钢外，比其它各类钢的使用更为广泛。这些冷作模具钢，将按淬火时所需的冷却速度以及它们的碳和铬含量加以考虑。

13.6.1　油淬火钢（AISI‘O’类钢）的性能和应用

油淬火钢具有高的淬火硬度，淬火尺寸变形很小，部分原因是由于淬火奥氏体化温度较低。复杂截面工件可油淬而不会开裂，因此本钢适用于热处理后不要求磨削的复杂工具。它们可保持供切削用的好刀刃，但不具备高速切削或热作应用的高温硬度。

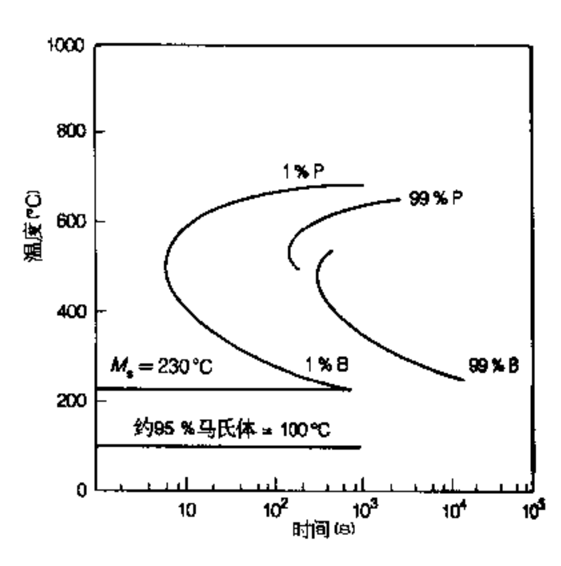


图 13-18　AISI O1 工具钢的等温转变图（TTT）。钢成分 0.90%C，1%Mn，0.5%Cr，0.5%W（图中 P = 珠光体，B = 贝氏体，M = 马氏体）

AISI 钢种 O1，见表 13-1，是本类最重要的钢，它含 0.9%C，1.0%Mn，0.5%Cr 和 0.5%W，主要由于有锰，故可在较低奥氏体化温度淬硬。所加入的铬和钨可帮助阻止晶粒长大，因而降低淬火开裂的倾向。若把钨加高至 1.7%，可提高耐磨性，但由于存在更多未溶的碳化物从而牺牲些淬透性。本类钢锻造时若加热太快，会引起开裂，因此最好先预热至 600°C。

对 AISI O1 类钢，TTT 图可显示其一般的淬透性效果，见图 13-18。本钢转变相当快，但不及碳素钢。油淬后残余奥氏体约有 10%，且随淬火温度的增加，溶解更

多的碳和合金元素，可使残余奥氏体增多。如果采用空气冷却，由于奥氏体稳定化作用，甚至可产生更多的残余奥氏体。应避免双重淬火，即未经退火把已淬火的工件重新奥氏体化，否则有开裂的危险。

AISI中的油淬钢 O1，O2 与 O7 用于制造丝锥、铰刀、拉刀、量具、滚刀、冲头、锯条、钻头、制币模与冲模以及拉丝模。它们的高温性能也适于制造塑料成型模。

13.6.2 空气淬火钢（AISI‘A’类钢）的性能和应用

·p.613·

本类钢的合金含量介于油淬与高碳高铬钢之间(见表 13-1)。例如 AISI A2 钢含 1%C，0.6%Mn，5.0%Cr，1.0%Mo 及随意量的 0.25%V。本类钢与油淬钢相比，由于具有能空气淬火的优点，因此不断增加用于代替‘O’型钢。例如，淬火时本类钢的变形只有油淬钢的 25%。本类钢与其它两类钢相比也具有较好的切削加工性，耐磨性和高韧性。由于碳含量高，本类钢比 O1 类钢较易脱碳，且由于需更高淬火温度而加剧。图 13-19 示出 A2 钢的等温转变图，只须用约 8min 冷却到珠光体转变最快温度，即可得到充分的淬硬。根据所需硬度在 150°C 至 560°C 进行回火。A2 钢在 500°C 左右有轻微的二次硬化，但此作用很小，经回火后的硬度达不到淬火硬度 HRc65。冷处理也略可提高淬火时的硬度，因为它促使一些残余奥氏体发生转变，否则会成为在以后使用变形中转变引起部件尺寸不稳定的根源。

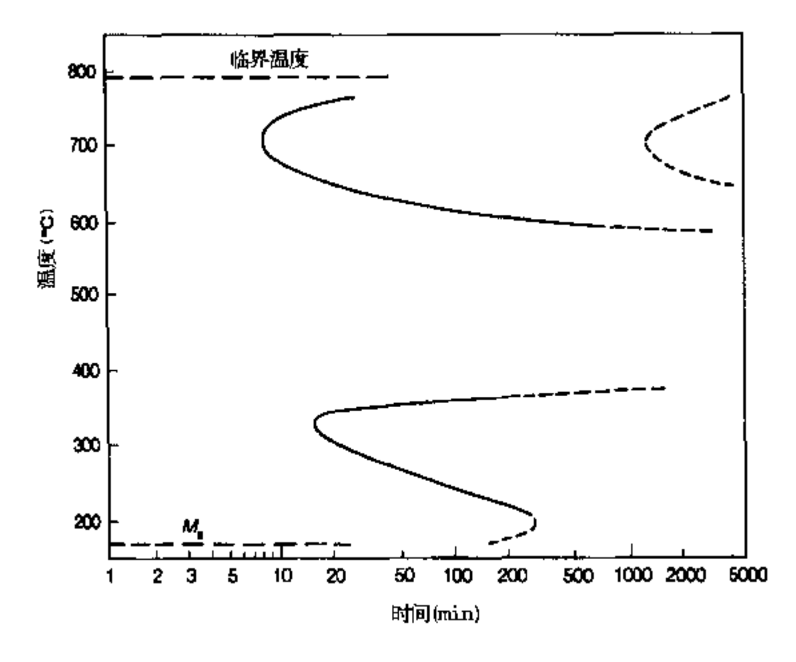


图 13-19 A2 类空冷淬火钢的等温转变（TTT）曲线，钢成分：1%C，0.6%Mn，5.0%Cr，1.0%Mo，0.25%V。注意比图 13－18 O1 类钢的转变慢得多

空气淬火冷作模具钢与油淬‘O’类钢有相似的用途，但具有热处理时变形小的大优点。

13.6.3 高碳高铬冷作模具钢（AISI‘D’类钢）

13.6.3.1 热处理

历史上本类钢首先发展作为高速钢的可能代用钢，但它的高温硬度和韧性不足。由于具有高的抗压碎强度与比碳素钢高 8 倍的耐磨性，本类钢主要用于模具。由于提高铬含量和存在大部分铬碳化物容积，使它们比 A 类（空冷淬火钢）更抗氧化与耐磨。当用作冲模与冷冲头及模具时，可以冲厚达 70m/m 以下的厚板。本类钢中碳含量是其主要选择的依据。若碳量低，钢的韧性较高，但耐磨性也低，反过来也是相反。

·p.614·

高碳高铬钢的热传导性很差，因而易发生残余应力和变形问题。为此锻造与淬火时必先预热。锻后须慢冷，正火可能会产生开裂。在切削加工或淬火之前本钢需经慢于 25°C/h 的慢冷退火，最好在可控气氛炉中进行。通常在盐浴炉或可控气氛炉内进行奥氏体化。通过空气冷却在整个 75mm×150mm 截面上可得到 HRc64 的最高硬度。

M_s 温度约在 150—220°C，图 13-20 示出奥氏体化温度对本类钢淬火硬度的影响。如所预期较低碳的钢需最高的淬火温度。在高 1000°C 奥氏体化时，D3 与 D6 油淬硬度略高于空冷钢 D5，后者产生较多的自回火，引起较多的奥氏体稳定化。AISI D6+钢与表 13-1 中的标准 D6 钢不同，含有较高的硅（0.85%）和钨（0.75%）。

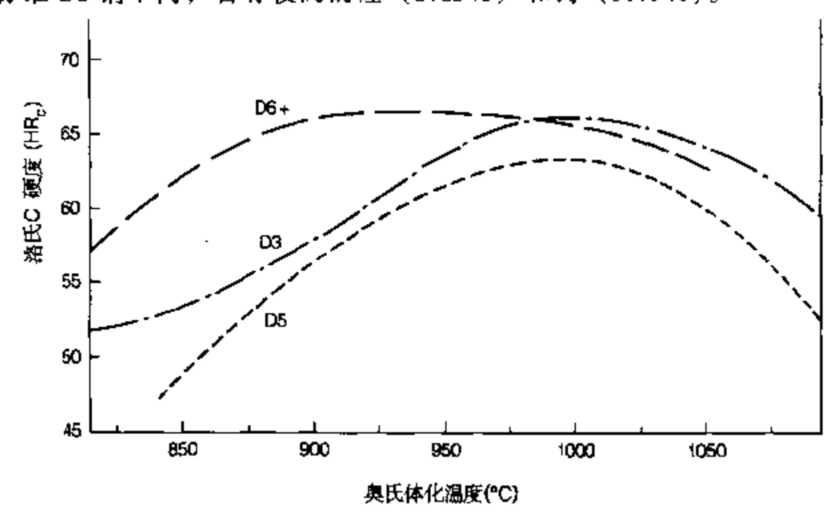


图 13-20 奥氏体化温度对高碳高铬钢淬火硬度的影响。D3 与 D5 成分见表 13-1，D6+成分见本文

本类钢尺寸变化特小，淬火时只发生 0.1%膨胀。有轻微异向性，纵向比横向变形大些。此异向性可能是由于基体与碳化物带的热膨胀不同所造成，但改变锻造工艺对此异向性的影响很少。

13.6.3.2 合金化和显微组织的作用

·p.615·

AISI‘D’类钢可再分为 2%—2.5%C 高碳钢和较韧且较易加工的 1%—1.5%C 低碳钢。它们可以空气淬火或油淬火。其铸造组织一般类似于高速钢，见 13.8.2 节。回火时存在的碳化物取决于 Cr:C 比值，因此：

Cr:C<1:3　产生渗碳体（FeCr)$_3$C；

Cr:C>1:3　（如 AISI D2 和 D3）产生（FeCr)$_7$C$_3$；

Cr:C>>1:3　（如 AISI D1），除（FeCr)$_7$C$_3$ 外还产生（FeCr)$_{23}$C$_6$。

此结果可见于图 13-21，某适当的三元平衡图中低于 A_1 的等温截面。碳化物的数量可从等温截面中两相区的连线来确定。钢中有时存在的钼或钨趋于稳定比 Cr$_7$C$_3$ 软得多的 Fe$_3$C。

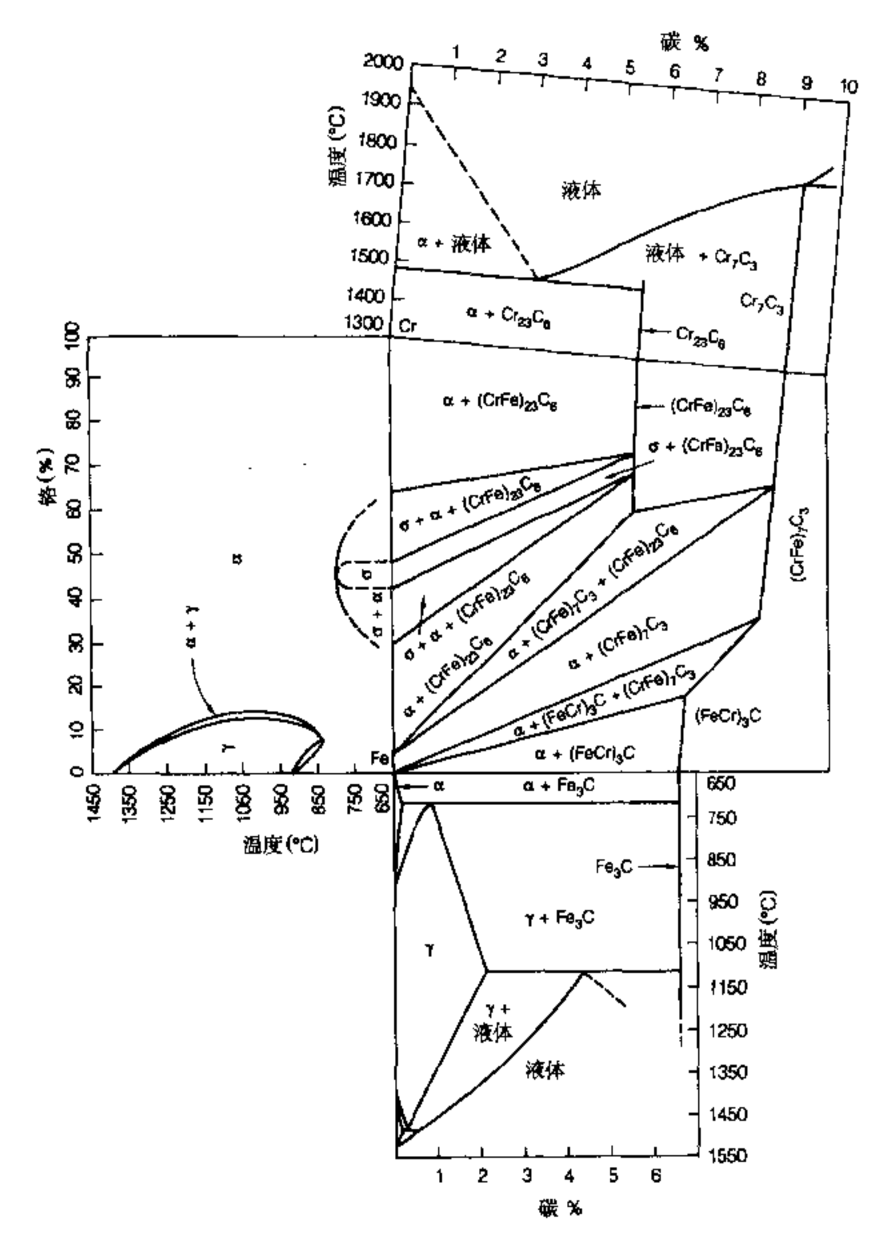


图 13-21　Fe—C—Cr 三相平衡图中在 A_1 以下温度的等温截面（也示出适当的二元平衡图）

·p.616·

钼（0%—1.5%）增加淬透性与韧性，而钨降低韧性但提高耐磨性和强度。D7 中的钒可细化晶粒但降低淬透性，也能减少残余奥氏体因而改善韧性。

有趣的是奥氏体化后，这些钢中留下的唯一碳化物是 Cr$_7$C$_3$。奥氏体本身含高铬和

低碳，因此淬火和回火时不稳定，由于碳低 M_s 温度高，比很多钢所含的残余奥氏体量要少。为了在奥氏体中溶有所需的铬量，这些钢须在奥氏体化温度保温较长的时间。

比较退火与淬火的显微组织指出，奥氏体化过程中较小的碳化物得到溶解。剩下碳化物的形状与分布影响淬火后力学性能与尺寸变化的异向性。

奥氏体化温度，对典型油淬高碳高铬钢（D2）各种显微组织构成的数量影响见表 13-5（Averbach 等，1949）。

表 13-5　奥氏体化温度对高 C 高 Cr 钢（AISI D2 钢）组织的影响（Averbach 等，1949）

奥氏体化温度 °C	马氏体 %	残余奥氏体 %	碳化物 %
1040	79	7	14
1060	65	22	13
1090	33	55	12
1120	5	85	10
1130	2	88	10
1150	2	88	10

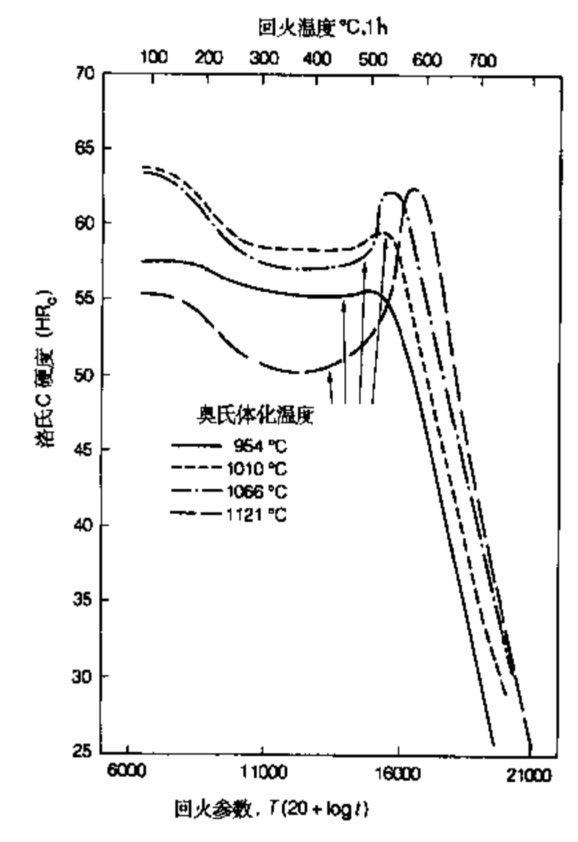


图 13-22　D2 钢主回火曲线，钢成分为 1.5% C，12.0% Cr，1.0% Mo，1.0% V，图中为不同奥氏体化温度的回火

淬火后残余奥氏体，在日后工作的任何变形中会转变为马氏体，从而引起开裂或尺寸不稳定。随奥氏体化温度的提高，晶粒逐步粗化，在高于 1040°C 重复淬火时会产生晶粒异常长大与二次再结晶。这样形成的大晶粒会导致脆性和‘鱼鳞’断口（即萘状断口）。这只发生在高碳高铬钢高于常规淬火温度的时候。

·p.617·

可用 D2 钢（Roberts 等，1971）来很好地说明主回火曲线的应用，见图 13-22。对某一奥氏体化温度，可用硬度与回火参数 $T(20+\log t)$ 各为纵横座标绘出一单独曲线，在回火参数中把回火温（T）和时间（t）结合在一起。图中可见到二次硬化现象，有人（Sato 等，1956）认为这主要是由于合金渗碳体 $(FeCr)_3C$ 的缓慢长大，阻止了软化。当回火温度由 540°C 升至 650°C，虽然 $(CrFe)_7C_3$ 数量急剧增加，但这与任何真正的二次硬化无关。但较新的研究工作（Andrew 与 Hughes，1959；Pickering，1965）认为确实存在有二次硬化，因为钢中的钼和钒会析出 M_2X，即形成 $(CrMoV)_2(CN)$ 类型的沉淀物很可能导致二次硬化（Pickering，1978）。此外，钒本身也被认为会析出 VC 产生二次硬化。

13.6.3.3 特殊耐磨冷作模具钢

本类钢中含高碳和大量的钒。所形成的 VC 非常硬而且难溶于奥氏体。本类钢中最重要的有 AISI 钢 A7 和 D7，见表 13-1。它们用于有严重磨蚀的地方，如喷砂设备、深拉模以及供陶瓷制品挤压用模具。本类钢的具体钢种选择，取决于钢的切削加工性与淬透性。但应懂得本类钢由于韧性和高温硬度不足，尚不能比得上高速钢。这类钢中最耐磨的是含 3.25%C，高至 12%V 的钢，退火状态有很高的硬度难于加工。遗憾的是本类钢很易脱碳，因此推荐采用盐浴炉或可控气氛炉进行热处理，特别是钒含量最高的钢。但 800°C 预热有助于减少脱碳。

本类钢均具有低韧性，即使回火也难改善。当耐磨性高时较差的切削加工性一直是个问题。对磨裂有敏感性的钢加入硫可改善其加工性。本类钢中用得最多的是 AISI A7 钢，它是流行的空气淬火冷作钢 A2 提高碳与钒的变种。

13.7 热作模具钢（AISI‘H’类钢和 A8，A9 及 S7）

13.7.1 一般特点

热作模具钢通常为中—高合金成分，含 0.25%—0.6%较低些的碳量。早先使用含 0.6%—0.75%C 的简单碳素钢，抗高温能力低，因此不得不忍受其短的使用寿命。由于普遍要求模具在生产中能有长的生产运转，因此非合金钢实际上已被取代。热作工具钢常用于大的截面，因此光靠热加工改善其均匀性的可能性减小。但采用电渣重熔结合镦粗拔长与特殊均匀化热处理有助于得到无缺陷的均匀显微组织。

·p.618·

通常在冷作钢中达不到，但对热作钢有特殊要求的性能有：

(a) 抗热高温变形能力。

(b) 具有抗冲击能力与缺口韧性，这就要求碳含量低。

(c) 锻造与压铸时抗侵蚀能力。

(d) 热处理的变形最小，即有不需急冷淬火的优点，因此要求有高的淬透性。

(e) 任何与可切削性有关的问题，可通过良好的制造与退火工艺来减轻，例如加硫可改善可切削性，但影响其它重要性能如韧性和疲劳强度。

(f) 抗热疲劳，也叫做抗热裂，抗火裂和抗微裂，这是控制铝压铸模寿命的主要因素。锌压铸模由于使用温度较低麻烦也较少些。热疲劳起因于热和机械应力引起晶间开裂，当模具工作时裂缝受氧化传开使整个晶粒脱离表面，深化的缺陷引起应力集中。这样裂纹网络在模具工作表面会得到发展。高的铬和硅含量有利于阻止上述现象，因其能提高抗疲劳，抗氧化性能与高温强度，但令人遗憾的若不再添加合金元素，此类钢在更高的温度下不能保持良好强度。

含钨钢在较宽的温度范围内比单纯铬钢硬，但铬钢在使用中可更耐水冷而不易开裂，这样可藉以降低模具的工作温度。

在有冲击负荷场合宁可选用低碳钢。由于大多数热作应用场合需要韧性，因此热作模具钢应经多次回火处理以降低残余奥氏体及脆性马氏体含量。图 13-23 显示多次回火

对性能的影响，此中可特别明显地见到经第二次回火后缺口抗张强度得到改善。

·p.619·

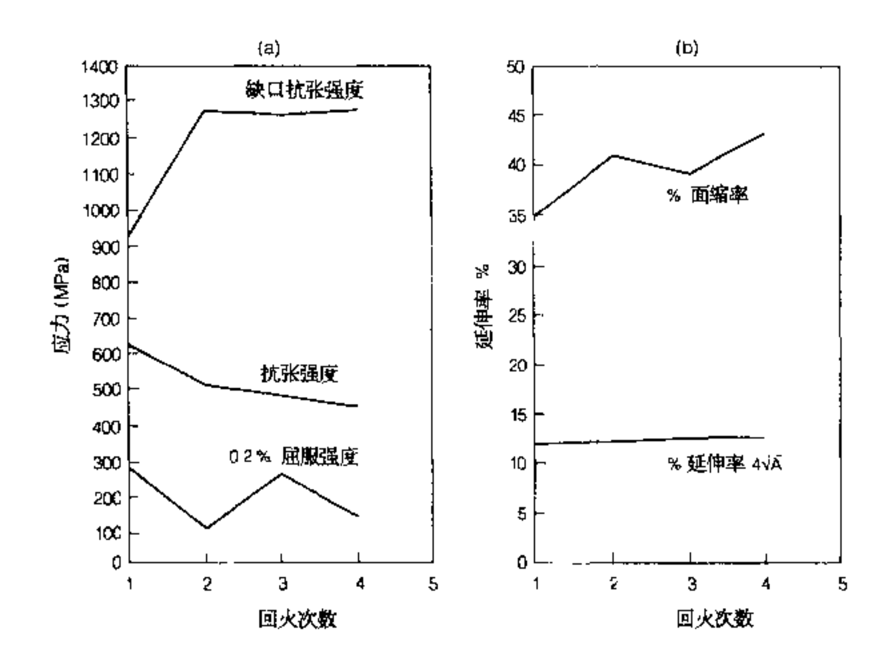


图 13-23　多次回火对 AISI H11 钢（a）强度（b）延伸率的影响。钢成分为：0.35%C，1.0%Si，0.3%Mn，5.0%Cr，1.5%Mo，0.4%V

通过小心地预热至热工作温度可以减少热冲击。应避免任何不必要地冷却到室温。在压铸模中，用水冷槽以及用水喷冷却锻件表面温度都可能增加热冲击的剧烈程度，这在模具设计及选用钢种时都应考虑到。

抛光后的模具表面易于粘着，若热处理后进行抛光，最好在低温重新加热使模具表面形成氧化薄膜。这样形成的氧化膜通常粘附性与耐磨性均佳，留在模具上可保住润滑剂，降低模具的磨损。模具必须干燥地保存，以免其受腐蚀引起工作时产生麻坑。模具钢能否获得良好表面光洁度，可能对其产品外表质量十分重要，特别在压铸模场合。

13.7.2　热作模具钢类别

可根据主要碳化物形成元素分为四类热作模具钢，即：

(a) 铬；

(b) 铬钼；

(c) 钨铬；

(d) 用于热锻造与塑料成形的许多低合金钢。

表 13-1 列有重要的热作工具钢。选择热作工具钢的主要因素是使用温度。碳素和低合金钢适用于 230°C 以下，铬钢 420°C 以下，含钨钢还可用于更高些的温度。

13.7.2.1　铬钢

含 1%C 与 4%Cr 的钢具有适当的高温硬度而合金含量最低。这种钢较便宜，相对

地说较耐磨，但因含碳较高，因而韧性较差。一种耐冲击的钢如 AISI S7 钢，见表 13-1。具有较低的铬量，由于碳含量较低，只有 0.5%，因此具有相反的性能，即耐磨性较差而韧性较好。此钢加有钼，可提高其淬透性，因碳低可促进合金碳化物溶于奥氏体。AISI S7 钢的韧性与主要用于热作的 AISI 'H' 类钢相等，但比后者硬得多。

本类钢属于空气淬火，略易脱碳。即使在大截面工具中为了获得淬透也很少使用油淬，但必须回火，以避免以后的开裂。通常工作硬度约 HRc50。

本类钢的某些钢种可能对珠光体的转变会有所推迟，但会非常迅速地形成硬度为 HRc50 的贝氏体。因此，这类钢即使采用油冷淬火，可能获得贝氏体和马氏体混合的组织。

13.7.2.2 铬钼钢

本类钢应用最广。在英国较常在铬与钼之外还含有 1.5%Ni。这种钢具有高的抗冲击能力和高淬透性，可满足锤锻中的大模块所需，而 AISI 'H' 类钢则更适合于制造嵌模。在重要的 H 类钢 H11，H12 与 H13（见表 13－1）中，后者含 1%V，由于性能全面，最受广泛应用。在模具水冷条件下，具有低温所必需的抗冲击能力。不超 1%的 V 可通过二次硬化提高 5%Cr 钢的高温硬度。

·p.620·

本类钢具有极好的韧性，比前面谈过的 4%Cr 钢有更好的抗冲击能力，但比铬含量较低的钢如 S7 有更高的高温硬度。由于相对地有较低的合金量与碳量，本类钢易于锻造，特别由于含钼，具有高的淬透性。通常利用其有空气淬火的能力，但是热处理时最好采用一些表面保护措施，否则由于增碳或脱碳会增加热裂的倾向。

本类钢若让其产生珠光体转变则可使其十分软化，硬度约 HR_c20，由于碳低，M_s 温度可高达 270—312°C。贝氏体转变的最少开始时间很短，约为 4min 左右。H11 与 H13 钢的等温转变曲线表明有先共析碳化物沿晶界析出。

可用前面讨论过的主回火曲线来表达本类钢的回火特性。一般工作硬度需 HRc50，至少须两次回火。H11 钢在相当于二次硬化峰温度约 480°C 回火时的韧性最低，低于此温度回火时留有不稳定的残余奥氏体。若加热至 200°C，并在此温度使用则 H11 钢的冲击强度可提高近 50%。与热处理至同一强度的合金结构钢 1.2%Ni—Cr—Mo 相比，H11 钢具有更好的抗疲劳性能。

13.7.2.3 钨钢

含钨热作模具钢 AISI H21—26（见表 13-1），含有主要元素钨、铬和钒，历史上它们是首先开发的高合金模具钢，碳含量很低，实际上其中之一的 H26 是 18%W，4%Cr，1%V 高速钢的低碳变种。由于碳低耐冲击性能要比一般高速钢好，虽然仍不如许多热作工具钢，因而在使用范围上受了限制。本类钢在通常工作硬度 HRc45—55 的韧性不如 Cr—Mo 钢 H11—H16，因此所制模具不可水冷。由于需要高的奥氏部化温度，本类钢易于氧化与变形。但在需要特别高的高温硬度与极好的耐冲刷与抗磨损场合，本类钢还是常被考虑采用，但还有个缺点即它们的价格较高。

13.8 高速钢

13.8.1 一般特点

·p.621·

高速钢主要用作切削金属，因此大部分钢种具有类似的特性，但成分上可在0%—20%W，0%—9%Mo，1%—5%V及0%—12%Co大范围上变动见表13-1。它们都可淬火至HR_c63，而且在空气淬火前，可在离熔点只有80°C进行奥氏体化，此时奥氏体晶粒度仍有约ASTM 8级左右。由于保留有大量的未溶碳化物，所以仍能保持这样细的晶粒。所有常用的截面都可以通过空气淬火淬透，达到可能有的最高硬度，故本类钢具有极高的淬透性。550℃—600℃回火时本类钢均能显示二次硬化，这是导致能在切削加工时保留高硬度，即550℃能有HR_c58的最重要的冶金特性。

高速钢共有三大类，包括30多个常用的合金成分：

(1) 钨高速钢如AISI T1；

(2) 钼高速钢如AISI M1；

(3) 钨钼高速钢如AISI M2；

另加三类含钴的：

(4) 钨钴高速钢如AISI T4；

(5) 钼钴高速钢如AISI M30；

(6) 钨钼钴高速钢如AISI M35。

在这六类钢中有碳高1.6%，V高5%的高碳高钒成分，这些钢由于极为耐磨，因此被合适地称为超高速钢。AISI T1钢是最早的高速钢，一直使用到现在。该钢碳高的用于金属切削，碳低的用于模具。但其用量自1945年的超过50%已降到近年的不及8%。1935—1945年由于缺钨使其被部分或全部用钼代替。今日最广泛使用的高速钢是AISI M2，但M1和M10也有大量的使用（Hoyle，1964）。1945年后，由于钨的供应好转，钨钢重新获得普遍使用。但是，1952年以后，由于价格的优势再加以普遍使用盐浴炉热处理可以减少含钼钢的脱碳问题，使钼钢得以发展。所有钨钢目前都有与其相应的钼钢。

13.8.2 高速钢的显微组织

下面的评述可广泛适用于AISI T1，M1，M2和M10钢（Hoyle，1964）。

铸态中奥氏体树枝晶被鱼骨状碳化物共晶所包围。凝固开始以后，剩余钢液不断地增加碳和合金浓度，一直到最后形成共晶反应而凝固，此时包括奥氏体和碳化物的同时联合凝固。

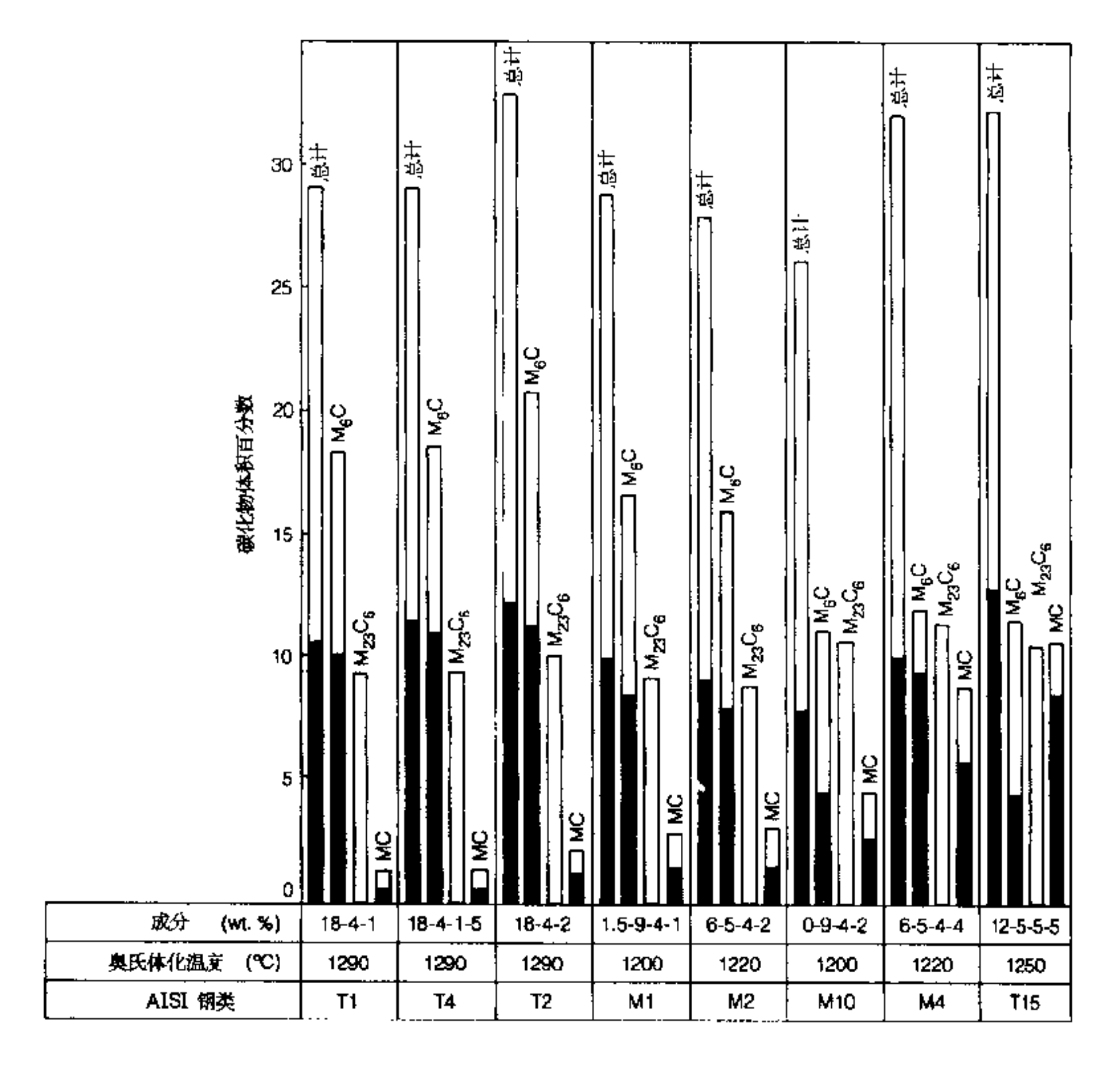
锻造时网状碳化物被破碎，由形成带状的诸碳化物颗粒所代替。退火高速钢在铁素体基体中含有大量这类碳化物。碳化物的总含量约25%—30%。不论高速钢有何种成分各类高速钢均具有很类似数量的碳化物。如果把各成分用原子百分数，而不是以重量百分数来表达这种类似性就很容易得到理解，因每种高速钢的复合碳化物都含有同样相对的钨、钼和铬原子分数，但M2和M10钢中的钒和碳含量较高些。高碳高钒钢中能含

有 25at% V 和 32at% C。退火高速钢的铁素体基体中通常含有不及 1.5wt% W，1.0 wt%Mo，0.4wt%V 与微不足道的碳。有过半的铬留在铁素体中，连同含钴钢中的大部分钴。其余碳化物形成元素存在于各种复合碳化物中。

·p.622·

13.8.3 复合碳化物相

碳化物相取决于钢的成分与热处理，但可含有 M_6C，$M_{23}C_6$ 和 MC 型。也可以有 M_2C 型，但一般说它只是回火过程产生的过渡相。重要的常用高速钢的退火和淬火状态（回火前），所含的这些碳化物体积百分比见图 13-24（Kayser 与 Cohen，1952）。



成分 (wt. %)	18-4-1	18-4-1-5	18-4-2	1.5-9-4-1	6-5-4-2	0-9-4-2	6-5-4-4	12-5-5-5
奥氏体化温度 (℃)	1290	1290	1290	1200	1220	1200	1220	1250
AISI 钢类	T1	T4	T2	M1	M2	M10	M4	T15

图 13-24 若干常用高速钢经退火或由所示不同温度淬火后各种碳化物的体积百分数（Kayser 与 Cohen，1952），所列 T 类钢成分为 W—Cr—V—Co（wt%），M 类钢为 W—Mo—Cr—V

对某一定钒含量来说，高钨含量形成 M_6C 更有利于形成 MC，而高钼含量则相反，更有利于形成 MC。

·p.623·

13.8.4 加热的作用

为了获得高的高温硬度所需的二次硬化，只有尽可能使更多的碳化物溶于奥氏体中，亦即回火前的马氏体中。热处理时加热的目的，在于尽可能充分地溶解碳化物，这就要求有高的奥氏体化温度，或在接近固态线的温度进行固溶处理。图 13-25 显示当温度提高，促进碳化物溶解时基体中的合金元素得以富集，实际上在 1000°C 以下所有铬都能溶解，但尚需更高温度才能使以后回火获得最高的二次硬化，约 60%的 C，V，W 和 Mo 必须也溶解，其余作为未溶碳化物留下可阻止晶粒长大，而且对钢的耐磨性也能起重要作用。

但是必须强调如果钢被过热，晶粒就要增大，相应降低了韧性。在只高于所推荐奥氏体化温度 25°C 就会过热，此时显微组织会出现角状碳化物，其类型则不变。

当早期熔化，即在非常靠近固态线温度，甚或稍微超过一些时，就会观察到晶界出现共晶体。在稍低的过热温度，晶界可见到角状碳化物而不是共晶体。

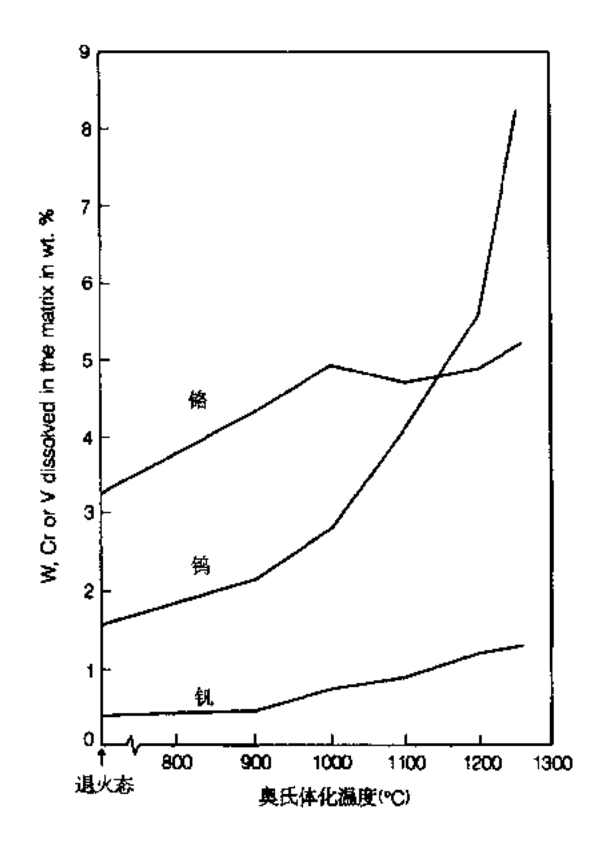


图 13-25 0.7%C，18%W，5.0%Cr，1.0%V 钢中奥氏体化温度对因碳化物溶解而溶入基体中的 Cr，W，V 含量的影响

为了获得良好韧性与耐磨性的结合，以及有较适当的高温硬度，可考虑采用适当的固溶处理进行不完全淬火。这种热处理的钢不适于高温用途，可在比通常低些温度进行回火，因而不会引起正常的二次硬化，这样会增加 AISI T1 钢的韧性，但是对 AISI M2 则改善不大。

经正确淬火的高速钢通常由未溶碳化物，马氏体基体及残余奥氏体所组成，后者依

成分与热处理情况而定，一般约占体积的 15%—25%，为了避免过 25%的过量残余奥氏体，钢件必须在回火以前冷却至室温，因冷却中断会引起奥氏体稳定化。

·p.624·

经常规奥氏体化处理后，钢中未溶碳化物仍占体积的 7%—12%。这些碳化物由于硬度与形态的不同，使不同钢的切削能力各有不同，但奥氏体基体的成分则彼此相类似。

13.8.5 由淬火温度冷却的作用

虽然高速钢可以空气淬火，通常采用先淬人 500°C 盐浴中，随后再在空气中冷至室温。为了避免后来的开裂，高速钢通常甚至在冷至室温以前就进行回火，因而导致增加残余奥氏体数量。淬火时冷却的不当可见于回火马氏体基体中存在有未回火的马氏体，后者是由于回火时碳化物析出提高了残余奥氏体的 M_s 温度，使其在随后回火冷却中转变而成。

有些高速钢可淬火成贝氏体，但此过程进行较缓慢。例如 T1 钢在 320°C 等温转变最多只能有 55%—60%产生贝氏体，剩下的未转变的奥氏体由于剧烈稳定化而变成十分稳定，但可通过 550℃，3h 析出碳化物的调整处理，使此稳定残余奥氏体发生转变。经调整处理的奥氏体，如果在以后较低些温度等温处理，可进一步转变成贝氏体。经过这样多次处理后可获得 90% 的回火贝氏体，以及回火马氏体与残余碳化物。贝氏体淬火周期可能超过 24h，因此很不经济，但据说可改善韧性。一般说包括高温硬度在内，回火贝氏体具有与回火马氏体相似的力学性能。

所有按正确淬火的高速钢的马氏体开始转变温度约为 200°C。实际上 M_s 温度以及淬火至室温能否形成约 75% 马氏体，用来判断淬火加热是否正确。高速钢虽合金元素含量很高，但其 M_s 仍受碳含量很大的影响，例如 T1 钢的碳量由 0.4% 增至 0.8% 时，M_s 点可由 300°C 降至 150°C。

13.8.6 高速钢中合金元素的作用

13.8.6.1 主要合金化元素

很多元素对回火影响很大，如回火中所形成的碳化物类别，形成碳化物的温度以及碳化物在高温是否容易长大等等。下面将归纳介绍各主要元素的通常作用如下：

(i) 碳，通常含量在 0.7%—0.85%之间，虽然在超高速钢中可能增至 1.6%。碳是淬硬的主要元素，会降低 M_s 温度，增加残余奥氏体量。为了获得最高的二次硬化，碳含量与按化学计算比值的钒含量有紧密的联系，此理由已在 13.4.1.5 节讨论过。若碳含量超过化学计算比值，除了得不到最佳二次硬化效果外，锻造将较困难，而且热处理后残余奥氏体太多。通过正确的平衡成分已证实可能发展高于 3.0%V 及 1.25%C 的“超高速钢”。

·p.625·

(ii) 钨仍是大多数高速钢的主要合金化元素，切削能力大体上可与钨量成比例。

(iii) 钼也是强的碳化物形成元素，可用以代替钨，但按重量百分比计算其效果差不多一倍于钨。高速钢的耐磨性主要与钼、钨、钒含量有关，此时碳含量必须与之有良

好的配合。但如前所述，这三种碳化物形成元素对热处理后的基体本身影响不大。

(iv) 钒是最强的碳化物形成元素，对二次硬化提高高温硬度非常重要。未溶解的钒也有助于耐磨性与提高切削性能。

(v) 铬是高速钢中必有元素，含量约4.0%—4.5%，它有几个方面的作用：首先铬溶于铁素体，有轻微的固溶强化作用。其它非碳化物形成元素，以及碳化物形成添加物，未与碳结合的部分也能溶于铁素体，但对固溶强化作用都不大。其次，铬增加淬透性，并通过推迟碳化物析出，也在一定程度上加强了二次硬化，这样析出物可在较高温度形成，使钢在以后包括高温的使用中能更加稳定（Colombier 和 Leveque，1969）。第三，铬降低氧化速度，与不含铬的钢比较能慢一个数量级。最后一点，铬能部分代替钨。

(vi) 钴能提高碳化物析出的生核率但降低其长大率，从而提高钢的高温性能。加钴可提高淬火温度与钢的熔化温度区间，因而提高高温硬度与二次硬化，允许工具采用更高的切削速度。加钴钢的热传导率也有所提高，因而使刀刃能接受更有效的冷却。通过提高 M_s 温度钴也能减少残余奥氏体量，虽然如果使用更高的淬火温度，此作用被增加碳化物的溶解所抵消。钴的缺点包括降低韧性与抗脱碳能力，在高钴含量时可形成能引起脆性的金属间化合物。

13.8.6.2 次要合金化元素

(i) 铝可用至1.5%，用于代替钨或钼，但由于会形成铝的氮化物所以很少多于此量。工业上特意加铝的结果并不成功，这是由于易产生氧化铝的铸造问题（译者注：国内已多年生产含约1%Al的超硬无钴高速钢，效果显著）。

(ii) 硼通常<0.008%，只用于铸造作孕育剂场合，更高的硼含量使热加工困难，因晶界出现早期熔化。曾试验钢中加入高达1%B，使其形成硬的硼化物以提高高速钢工具硬度与切削性能，但超过0.25%B会产生脆化。

·p.626·

(iii) 锰，通常都有少量，一般低于0.4%，更高的含量会增加残余奥氏体淬火开裂以及晶粒长大。2.0%—3.0%Mn可提高高温硬度，但破坏了热加工性。

(iv) 镍：在高速钢中传统不受欢迎，因其增加退火时间以及使奥氏体稳定化。但在T1与M2钢中加入3.0%Ni曾获得满意的性能（Hehemann 与 Troiano，1958）。

(v) 氮：通常在空气中冶炼的钢含有不及0.035%N。提高氮量可阻止晶粒长大，并提高高温硬度。当钢中不存在强的氮化物形成元素时，可能观察到增加了残余奥氏体。一般说在通用高速钢中不提高氮含量。

(vi) 硅：在超过1.0%会引起脆性，因此通常控制在低于0.4%，但是硅可以部分代替钴。可按照1%Si代替2%Co作为基础。硅可用以稍提高二次硬化效应（Pickering，1978），改善抗氧化能力。

(vii) 硫：有些高速钢可含硫不超过0.25%用以改善其可切削性。加硫的M2(M2S)用于制造齿轮滚刀，因其可获得光滑的加工表面（Chesters，1975）。

(viii) 钽和铌：不如预期那样与钒相似。含5.0%Ta的钢具有良好高温硬度与提高二次硬化能力，但由于形成非常稳定的碳化物难于淬火。钽通常对二次硬化有作用。铌

可以在代替50%V的基础上与钒联用以提高韧性与耐磨性。它的作用是使钒脱离一次碳化物，从而使钒在二次硬化中能发挥更强烈的作用（Keown等，1980）。

（ix）钛：是铸造的有效孕育剂，可改善空气中熔炼高速钢的碳化物粒度与分布。钛可代替钒产生细小分布的TiC质点，后者硬度高且稳定。通常钛含量少于0.05%。同量的锆能起钛的相似作用。

13.8.7 高速钢的力学和物理性能

13.8.7.1 高速钢的晶粒度

从略低于熔点的温度淬火尚能获得极细奥氏体晶粒的主要原因，是由于晶界被未溶碳化物所钉扎。随奥氏体化温度的提高，细小碳化物可能溶解，使一些晶粒开始粗化。如果碳化物有严重偏析可能导致大小混晶现象。

如同热作模具钢一样，高速钢如果未经中间退火就重复加热淬火，就会出现晶粒的异常长大，这可解析为在低于通常奥氏体化温度约40°C时，碳化物对晶界的钉扎作用逐步消失。某些碳化物粗化和溶解了，使某些晶粒得以过分长大。显示晶粒异常长大或有二次再结晶的钢虽可以正常回火，但钢的延展性和韧性降低，不适于制造切削工具。为了消除这种不良的显微组织，通常需要进一步热加工，虽然用多次退火处理可逐步减轻其不利效果。

·p.627·

13.8.7.2 高温硬度

此性能比室温硬度更能符合使用要求，虽然二者之间具有一定的关系，详见图13-26（Payson，1962）。

13.8.7.3 耐磨性

实践上本性能取决于工作温度时的硬度，特别是在切削磨损条件下。近25年来高速钢的耐磨性比其它性能获得大得多的改进。从显微结构来说，要求在硬的基体上均匀分布有大量高硬度且高稳定性的未溶和沉淀析出的碳化物。产生二次硬化作用的主要参与者是M_2C和MC。增加钒及按化学计算比值所需的碳会形成大量VC，这已是近年来改进耐磨性的主要原因。钒碳化物比铬或钨碳化物更耐磨。T1钢中只含少量VC，而含5%V的T15，经淬火后作为未溶碳化物的VC可增至8%（体积百分比）。应注意到在含钼高速钢中，提高钒含量会减少未溶解的富钼M_6C，但对未溶碳化物

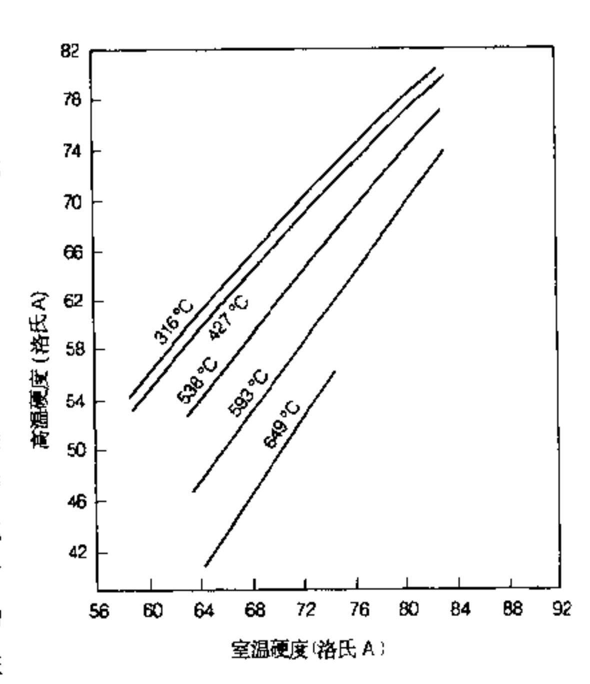


图13-26　室温硬度与不同温度的高温硬度间的关系（Payson，1962）

总量来说仍随钒量的增加而增加。VC的溶解度低，难溶于奥氏体。高碳高钒钢如T15，比其它任何锻轧材都耐磨，但用在制造工具进行磨削时会有困难。无论如何在高速钢中采用高钒量是受一定的限制。如在0.72%C，16.5%W，3.0%Cr的钢中，若提高钒量约高于3%，此时油淬硬度会大大降低，因高钒钢中含大量δ铁素体（译者注：此情况是碳量未随钒量的提高而提高所造成的）。

13.8.7.4 韧性

对任何高速钢来说，只要采用适当的淬火和回火处理，可以获得很宽范围的韧性。衡量韧性的一个方法，可采用弯曲试验的屈服强度，它与更易测得的硬度之间具有简单的线性关系，但是在靠近硬度峰时屈服强度会突然降低。

·p.628·

无缺口冲击试验的结果与随不同回火温度产生的硬度变化之间，也有相反的关系（Pickering，1965，1978；Contractor等，1961）。这样最低冲击强度会与二次硬化峰相重合。钢M2比T1的冲击值高，但对回火温度的敏感性也大些。冲击强度类似延展性，易随奥氏体化温度的增加而降低，这完全是由于晶粒粗化所引起，而不是由于合金碳化物溶解所造成，虽然后者会促进晶粒的长大。

显而易见通过降低奥氏体化温度，及采用低于最高点的二次硬化可改进韧性。但必须采用合理的热处理否则碳化物析出不足，达不到良好切削性能所需要的耐磨性。

13.8.7.5 延展性

延展性是一重要性能，特别当工作应力超过弹性极限时，如在冲击负荷，超负荷或工件存在有缺口，或其它会产生应力集中的地方。延展性也可通过弯曲试验来衡量。具有同一硬度及弯曲屈服强度的不同钢，却具有不同延展性。例如M2钢，主要由于有不同的未溶解碳化物，比同一强度水平的T1有更大的延展性。随奥氏体化温度的提高，由于奥氏体晶粒度长大，延展性也随之降低。奥氏体晶粒大小是控制延展性和韧性的重要显微结构特征，通常最低延展性与最大硬度恰好重合。

用通常方法生产的高速钢的弯曲强度与延展性能有很明显的方向性。带状碳化物常可使横向试验的延展性与弯曲强度低于纵向的。

13.9 马氏体时效钢

13.9.1 马氏体时效钢的性能和优点

本类钢有广泛的性能可供制造各种工具。一般说工具钢所要求的性能是通过马氏体回火产生，含有一次以及弥散分布的合金碳化物的硬显微组织而获得。与此对比，马氏体时效钢是利用碳含量很低而且很软的Fe—Ni马氏体，而不是依赖碳来提高它的性能（Bieber，1961；Floreen，1968）。往Fe—Ni基体上加入合金元素使其沉淀析出金属间化合物Ni_3Mo和Ni_3Ti（见第10章）。本类钢不含碳可克服许多工具钢，特别是含钼钢的脱碳问题。

在固溶处理状态，马氏体时效钢是由硬度约HV300的易切削Fe—Ni马氏体所组成。

通过 450—500°C 时效处理，此组织可时效硬化，变形很小，因此使用此合金制造有模腔的模具时，可以在软状态下完成，其可切削性非常优良。此外，本类钢在固溶和时效硬化状态都具有良好的可焊性，焊后可充分恢复焊缝与热影响，还能达到母体金属的强度水平，因此可以修复破断了的模具而不损害模具材料。

·p.629·

对应用条件更苛刻的工具钢来说，本类钢的一个缺点是最高硬度只有约 HV500，这在应用于塑料成形模具时问题不大。这个所能达到的最高硬度较低的问题，可以用通常的氮化来解决以获得表层硬度 HV800，深度约 0.5m/m 的氮化层。由于有相似的处理周期，可很方便地同时进行时效与氮化。时效钢在热处理中能保持很小的尺寸公差，允许在时效之前先进行磨削，甚至抛光。有些时效钢对装人模子中的塑料粉末，比常用的工具钢有更高的抗磨料磨损能力。

13.9.2 用作工具的马氏体时效钢成分

最广泛使用的马氏体时效钢成分是 18%Ni，8%Co，3%—5%Mo 与少量加入的钛。钛可与任何残留量的碳结合，一般钛含量约 0.5%。若超过上述的钼和钛含量合金的韧性会降低，而钴含量与钼含量有关，会降低时效硬化化合物 Ni_3Mo 在 Fe—Ni 马氏体中的溶解度（Decker 等，1962）。钴也用以控制 M_s 点温度，抵消高镍降低 M_s 点的作用。增加钴和钼含量对时效后硬度的影响见图 13-27，此中 7.5%Co—8.3%Mo 的合金具有近 550HV 的最高硬度。本类合金价格昂贵，只有在工具使用上效果好得多而且能降低模具加工费用时才值得使用。Brandis 和 Haberling（1987）。推荐一种较便宜的马氏体时效工具钢，成分为 12%Mn，2%Ni，1%Mo 和 1%Ti，在抗张与硬度性能上一般还优于常规牌号的可比钢种，但韧性可能会差些。用锰代镍可大量节约成本，当模制 PVC（聚氯乙烯）时，此种不太贵的低镍钢的抗腐蚀和耐磨性均优于常规用钢。同上作者也描述了一

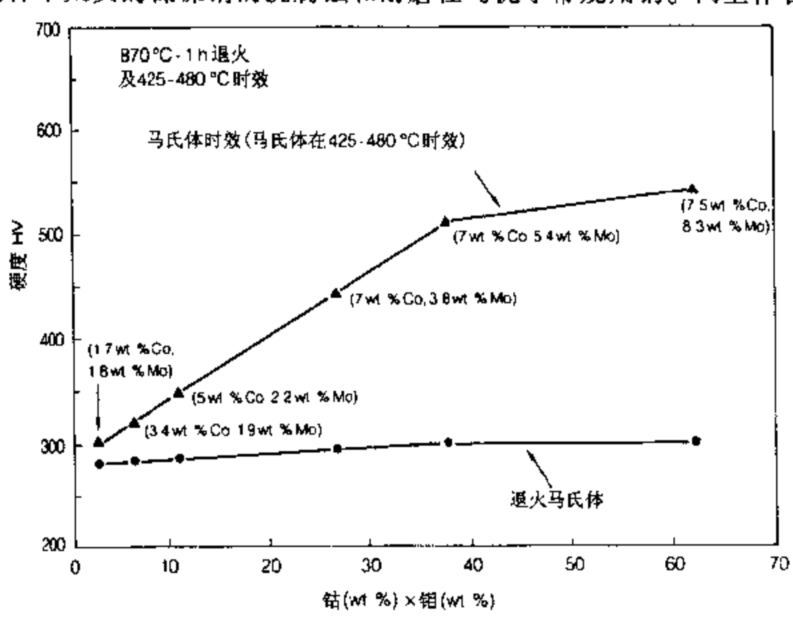


图 13-27 钴和钼对 18%Ni 马氏体时效钢硬度的影响

种成分为12%Ni，8%Mo，8%Co，0.5%Ti的热作工具钢，具极好的抗热疲劳性能。与标准的18%Ni，5%Mo，8%Co，0.5%Ti马氏体时效钢相比，此钢由于钼从5%增至8%可以补偿所损失的高温强度。12%Ni合金的热疲劳性能优于标准5%Cr的热作工具钢。
·p.630·

13.10 高速钢的生产

主要目标在于生产出基体均质，碳化物细小，分布均匀的高速钢，偏析程度必须满足可接受范围的要求，但这并没有十分明确规定，必须取决于某一定的用途。以下各节虽原是针对高速钢生产而言，但应该说许多工艺，特别是有关炼钢部分对多种工具钢也都适用。

13.10.1 电渣重熔（ESR）和真空电弧炉重熔（VAR）工艺

原先的坩埚熔炼法很快就被电弧炉冶炼及感应炉冶炼工艺所代替。今日真空冶炼和电渣精炼两种均采用自耗电极，是主要的高质量生产工艺，还有快速冷却的Osprey工艺。据称由于降低非金属夹杂物，真空冶炼钢的疲劳极限（Uhrus，1963）可提高一倍。

在ESR和VAR工艺中所用电极是事先用空气炉或真空感应炉熔炼，此时在一水冷模中逐滴重熔和迅速凝固（见第3章）。凝固速率受熔化速率的控制。VAR工艺是在真空室中进行，通过电极与正在凝固的钢锭之间的电弧冲击发生热量把电极逐步熔化。

ESR是把未经精炼的电极逐步下降至受电阻加热的渣池中。金属熔滴通过渣池得到净化，渣的成分以CaO为基，可以使钢水脱硫。此种精炼方法可以使用原先在空气中熔炼的材料作电极加以重熔。在水冷铜模和正在凝固钢水之间形成了一层凝固的熔剂保护层。用浅的熔池可加速熔化而且也使偏析降到最低。正如前述，性能大幅度改善的主要原因是提高钢的纯洁度。电渣重熔工艺甚至会产生更大的效果，因它可消除有害的大个夹杂物而且大大降低含硫量。

13.10.2 常规铸锭中铸态组织的控制

在T1显微组织中，δ共析体区与含碳化物的共晶区之间被一带状物分隔开，后者的成分经原子探针分针（Hoyle，1964）证实与T1的共析体相近，见表13-6。

表13-6 铸态高速钢的相分析（Hoyle，1964）

相	元素（wt%）			
	Cr	W	Fe	Mn
δ共析体	4	11	75	0.2
中间相	4	13	75	0.2
共晶碳化物	3	56	30	0.2

自1350°C非常缓慢冷却至1300°C，此中对Fe—W—C及Fe—V—C三元系来说，经过了包晶反应温度区，可改进铸态组织。在此情况下，可避免共晶体的形成，所需要的缓冷速度可藉发热锭模来获得，这样可得到更均匀的晶粒度和轻得多的碳化物网。但经此慢冷处理后热加工会有些困难。

·p.631·

冶炼中加入低碳的铁合金有利于钨和钼的熔解。高温冶炼低温浇注有助于提高钢锭的均匀性。推荐 T1 钢的浇注温度为 1425°C。除非如上所述能在 1350—1300°C 区间做到缓慢冷却，浇注时最好采用快速冷却，因其易产生较小树枝晶和较细共晶区的更细组织，这意谓着小钢锭可获得较好的铸态组织，但是由于小钢锭可以加工的变形量小得多所以亦非可取。可采用短锭模，把较大偏析集中于钢锭头部，并减少钢锭主体部分总的疏松情况（Field，1959）。连铸（Waters 等，1958）如同凝固过程采用任何其它振动方法一样也都会产生带状偏析（Northcott 与 Mc lean）。

孕育被认为有助于克服碳化物偏析据称很多所谓孕育剂可使锻造时组织得以细化。高速钢本身已有潜在可供作孕育剂的组分如碳化钒。据认为与氮有强亲和力的孕育剂效果最大（Tesche 与 Beuthner，1964）。

13.10.3 若干加速凝固的方法

凝固时通过快速冷却可获得细的显微组织包括极小的树枝晶，大为缩小的共晶区与共晶体中的更小碳化物，而且能显著减少低倍偏析。以上这些优点可提高产品性能。此外另有一优点，即由于共晶碳化物更为细小，因而有可能采用更高的碳和钒含量。这样可改善工具制造时的磨削性，因磨削时没有大块碳化物被拖曳，保证工具加工表面的良好光洁度，也改善了热处理的尺寸稳定性。

本工艺主要包括喷射沉积法，如 Osprey 法（Apelian 等，1987；Brickner，1986）与离心喷射沉积法（Hellman 与 Billgren，1985），用高压气流雾化金属熔流，被雾化了的金属沉积形成--固态产品，这样可获得弥散的碳化物质点，偏析大为减少，δ 共析反应受到压制。

另一快速凝固一次结晶组分的方法包括使用粉末冶金工艺，也是用高压气体或水把液态金属流雾化，所形成粉末再经压固成型以生产没有重大偏析以及碳化物成弥散分布的工具钢坯，13.10.5 节将讨论粉末冶金工艺。

·p.632·

以上各工艺技术的主要缺点是增加了成本。

13.10.4 喷射沉积工艺

所产生的金属微滴在液态或部分凝固时就接触到衬底产生一层层或薄膜状的固体堆积，这时通常使用的是热衬底。在薄片冷却法中采用水冷铜模可产生立即凝固而不是先形成液体薄膜然后快速冷却。也可能产生中间状态即如果微滴在到达衬底前已部分凝固。此时枝晶臂可能碰撞硬衬底而被碎裂，这样与已全凝固的微滴堆集成的固体相比会更进一步细化组织。

在 Osprey 法中经气体雾化沉积的金属被堆积在旋转和移动的心轴上以控制钢坯形状与冷却速度。典型的沉积速率为 50kg/min。

在离心喷射沉积（CSD）工艺（Hellman 与 Billgren，1985；Rickinson 等，1981）中对 1.5mm 直径以下的较大微滴进行薄片冷却。用离心力产生的微滴，通过可移动的衬底，可能得到范围较宽的冷却速度。

13.10.5 粉末冶金方法

本类方法中可按液态金属是用隋性气体（通常用氮）还是用水雾法来分类。后者产生角状粉粒更易于压实，但粉粒表面可能易被沾污。

13.10.5.1 气体雾化

Hellman 与 Billgren（1985）曾详细介绍过此法。熔钢进入低压含氮的雾化筒后被高压气流喷成小微滴，随即在筒内落下过程中凝固。提高气流压力可以细化粉粒但增加了成本。

粉末由小于 1mm 直径的球形颗粒所组成，密封存于钢筒内，经退火后进行冷等静压，随后在 1150°C 进行热等静压。所产生的钢坯随后与普通钢锭一样进行热加工，但不再需要大的热加工变形量，因此时的显微疏松和偏析已不大了。

13.10.5.2 水雾化

此法与气体雾化相似，但粉粒形状不同，而且冷却速度更快。氧含量可能是个问题，烧结时易引起熔解。否则产品的工艺过程易于掌握，可以等静压至复杂工具的形状，这样可大大节省加工费用。此外，与普通铸造材料相比，十分容易挤压成型。

13.10.6 热加工与锻造

·p.633·

为了避免过分的机械冲击，推荐在钢锭变形的初期阶段，采用压锻比锤锻更合适些，特别是如果钢料有任何脆性倾向或对热或机械冲击较为敏感时。为了破碎共晶碳化物必须采用 90%—95%加工变形量。为了加快加热到达锻造温度，可分两段进行加热，不会有开裂的危险。但如果钢料受热冲击易开裂时则通常不宜快速加热。

工具钢的可锻性变化很大，特别是随碳与合金含量的增加而降低，此二者都提高高温强度。通常，断面尺寸的变形缩小是分阶段进行，特别是高速钢，采取在变形中间阶段的退火，精整，去除坯料表面缺陷，最后在 1180°C 锻至最终尺寸。采用某些复杂的热加工工艺如对一些切削工具，让切削刃区处于坯料金属的良好部位。更换某些办法，如钢锭加工工艺可按照减轻碳化物偏析来设计或使偏析集聚于钢坯中部，如图 13-28 所示的顶锻方法。把钢锭先锻成大钢坯，然后垂直顶锻成煎饼形，再后锻伸至小钢坯（Randak 等，1965）。

通常经轧制成最终尺寸与形状，其断面经多道次地轧制逐步减小。控制开轧与终轧温度十分重要，必须控制冷却以避免淬火与表面开裂。

13.10.7 其它成形技术

采用所谓“一体化”工艺，即在石墨模中铸成小块凝固后，立即脱模于 1250—1280°C 进行挤压，然后直接在挤压状态用鼓风进行冷却淬火，随后回火。

高速钢和其它工具钢可采用形变热处理，可使 M2 和 M6 的硬度有少量但很重要的增加。在高于 M_s 点温度对半稳定奥氏体进行 40%的变形。此已变形，但尚未再结晶的

奥氏体自奥氏体形变温度直接冷却转变为马氏体，这种自未经再结晶奥氏体所形成的马氏体继承了某些形变组织，其马氏体晶粒被细化了。此两种作用都能使回火后仍保留所增加的强度。

·p.634·

轧锻工艺已用于制造麻花钻头，可使碳化物弥散均匀，满足本用途所需的韧性。

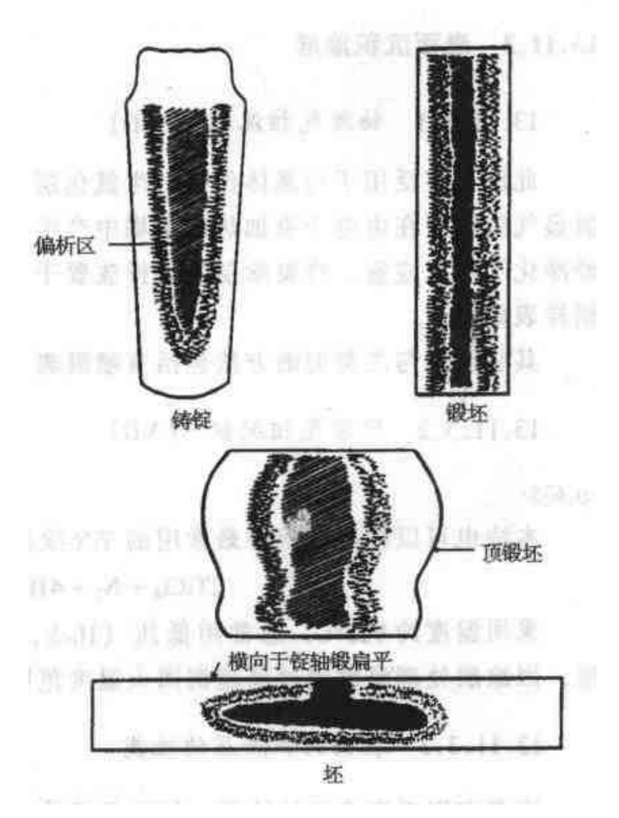


图 13-28　用顶锻法热加工高速工具钢的图解示意

13.11　高速钢的表面处理

13.11.1　表面涂层的优点

表面涂层常用于辅助材料正常性能如表面的耐磨蚀性，硬度和耐磨性的不足，在这里对这些性能的要求比对材料心部要高得多。

虽然高速钢本来就是用以抗磨损和变形，但通过采用一般小于 30μm 厚的高硬度低摩擦系数的涂层，还可以大大提高其使用寿命。比较碳化钛表面和淬火钢的硬度，就可显示具有约 3000HV 硬度涂层（Plumb，1985）的优越性。即使磨损测定指出涂层可能已被去除，钢件却仍可能工作良好。用了涂层，工具的成本可能提高一倍，但工具寿命的提高常常超过补偿此额外的费用。

13.11.2　与基体反应的形成层

在蒸汽气氛中加热至 500°C 可在钢的表面形成一层蓝色 Fe_3O_4 薄膜，厚约 2.5μm。此硬且稍带气孔的薄层由于降低摩擦系数并能更好地留住润滑剂（Hobsons 与 Tyas，1968），因面在切削时可降低表面温度，据报道可提高工具寿命 50%，但如果工具经受重新磨刃，上述优点就会全失丢。

高速钢总是含有易氮化元素铬、钒、钨与钼，因此很容易表面氮化到 50μm 深度。经 550°C 氮化的表层硬度约 1450HV（Child，1981）。高氮位势可形成含铁氮化物的白色层，这虽有时可进一步降低摩擦系数，但一般是不希望有的。一般不广泛采用在分解的氨气中进行气体氮化，虽此法可容易形成厚的氮化层。一般更多使用含有氰化钠，氰酸盐，碳酸钠与碱性氯化物的盐浴中进行氮化。氰酸盐的分解可提供氮，而且分解时产生的一氧化碳会同时产生某些渗碳作用，此种氮化法很容易避免形成白色层，当氮化层 20μm 厚时，曾提高工具寿命至 5 倍（Opitz 和 Konig，1970）。

13.11.3 表面沉积涂层

13.11.3.1 物理气相沉积（PVD）

此法与广泛用于与基体作用产生氮化层的等离子氮化法有密切关联。在离子镀中金属蒸气如钛可在由电子束加热的坩埚中产生金属蒸气。把低压（~10^{-2}mbar）的氮通入经净化了的反应室，将要涂层的钢样放置于低压气体的负电位位置上，TiN 即可沉积在钢样表面。

其它原理与之类似的方法包括有喷溅离子镀（Tacobs 等，1984）与电弧蒸发。

13.11.3.2 化学气相沉积（CVD）

·p.635·

本法也可以在高速钢中最常用的 TiN 涂层沉积作为例子，其反应如下：

$$2TiCl_4 + N_2 + 4H_2 \rightarrow 2TiN + 8HCl$$

采用温度约 925°C，通常用低压（Hick，1983），涂层后产品必须在真空进行热处理，因涂层处理温度超过高速钢回火温度范围，肯定已引起大量再奥氏体化。

13.11.3.3 表面沉积涂层的性能

许多应用于高速钢的涂层，特别是碳化物与氮化物，其硬度超过高速钢的主要竞争者，见图 13-29（Plumb，1985），此中当然主要是硬质合金。因此涂层高速钢可在许多难切削条件下代替硬质合金使用。涂层厚度超过 7μm 时不一定都能达到所要求的性能，因为由于热膨胀系数的不一致可能引起涂层的剥落，譬如 TiC 的膨胀系数只有高速钢的 60%，即使在薄涂层时，钢件的表面制备必须十分小心(Vogel,1981)。事实上，表面用电解清洗会降低涂层的粘附力，但最后清洗采用真空涂层工艺中的喷溅法常常十分有效。

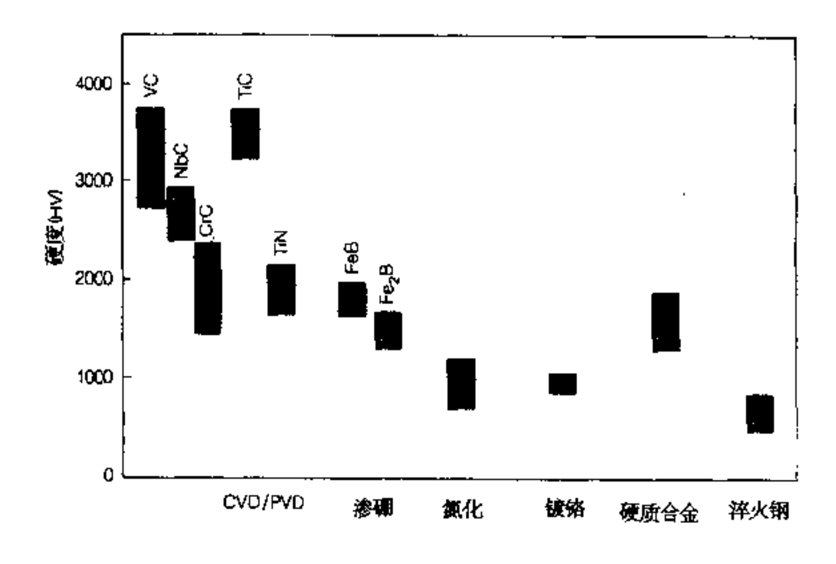


图 13-29 不同表面处理的硬度值与硬质合金及淬火钢硬度值的比较

表面处理也能影响整件材料的性能，例如氮化处理可提高疲劳强度，但未经处理的

即通常淬回火钢却有较高的冲击与弯曲强度（Hoyle，1984）。

13.12 工具钢选择准则的若干例子

13.12.1 锻模

锤锻模模块在模具钢选用中可作为条件比较苛刻的例子，但镶块模对抗冲击与硬化深度的要求则较低些。锤锻工艺采用封闭模腔的模子可把棒料加工成所要求的形状，但难于获得成形的精确度，只有采用最合适的模具钢才能保持模腔形状不变。塑料成形模具也有类似要求，但其工艺过程对模具损坏较小，详见后述。模具花费约占生产总成本的 10%（Thomas，1970）。

·p.636·

含5%Cr 的 H12（见表 13-1）热作模具钢获得广泛的应用。本类钢中有一种含1.5%Ni 的普通品种被广泛应用，几乎主要用于锤锻模和大型压模。根据使用的要求可热处理至不同硬度即供小浅模腔模子的硬度为 440HV，供大型模块用的硬度为 HV330。H12 钢由于较脆的缘故，从没有像本钢如此广泛地用于锤锻模。实际上本钢原先发展用于铝合金压铸模，而现在用于锻压模与较小的镶块。压模在退火状态加工了模腔，然后淬回火至比锤锻模更高的使用硬度。常常在热处理后进行氮化处理。

目前已很少使用碳素钢，除非限于制造小型浅模腔模具用于如生产小搬手之类。模具经切削加工后其表面用水淬火。制造餐具的模具可使用较脆的高碳高铬钢，含C0.6%—2.0%，Cr12.0%，模具成腔后可用空气或油淬火。由于模腔很浅本钢才有可能被采用。

由于考虑到所要求性能的范围以及很难预计平均模具的寿命，因此可以理解在选择新锻造模具材料时，存在着保守思想。模具能在多种情况下失效，因此对生产某一零件来说，是成功的模具材料可能在生产另一种形状产品时却发生早期失效。模具的特有性能，特别在锻模上要求能抗变形、热疲劳、腐蚀磨损和机械疲劳。高强度水平时抗疲劳与强度间的比值会下降，导致缺口敏感性。硬的不变形夹杂物如 Al_2O_3 会严重损害抗疲劳能力（Atkinson，1960），尤其当含有大个夹杂物时。因此关键是要有纯净的钢。现代炼钢工艺已能成功达到低氧含量和细小夹杂物的质量。

上述某些性能也可与工作时能否抵抗显微组织的变化有关。例如模具表面温度，可能足使低合金钢过回火甚至再奥氏体化。因此已尝试发展在 500—700°C 能具有常规力学性能的更好模具钢。已特别发展 Cr—Mo—V 型的其它钢种以提高抗回火能力（Lehtinen 与 Roberts，1983）。

13.12.2 压铸模

在压铸生产应用中最重要的工艺，是压力模铸与低压及重力模铸相比较它能提供长期生产运转。高压液体金属的喷射，使模具腐蚀和热冲击所引起的主要冶金问题加剧。与锻模相比以上这些是它们间的重要差别和重点的变化。通常选用 H13 作压铸模具，选用与之密切相关的 H12 作锻压模具，由此也可见到二者的相似性。

·p.637·

热疲劳或热龟裂是在液体金属的“射击”和用水冷却模具的作用下，模具金属受反复加热，差别膨胀引起反复应力所产生，这是一种渐进的开裂作用，通常限于模具的表层，也许是模具材料的最关键问题。热传导能力越高以及热膨胀系数和弹性模数越低，可降低热梯度，因而降低所产生的应力。其它有利因素为高的高温屈服强度、蠕变强度、抗回火性与延展性（Norstrom 等，1983）。要求合适的硬度范围为 HR_c48 至 50。

热冲击开裂是一种宏观现象，会导致大开裂或模具的早期失效。钢件必须能承受弹性与塑性变形而不损坏，这就要求有良好的延展性，韧性和高的屈服强度。一般由于韧性低，不论钢中有多深的裂纹都会引起大开裂，温度的高低与急剧的变化会导致灾难性失效（Nilsson 等，1983）。

13.12.3 塑料成形模具用钢

本类模具要求在注射，吹气，压缩与转移成形工艺中能抵抗工作温度与压力。此外有些塑料在成形时具有腐蚀性，通常模具表面光洁度很关键。成形模具是很昂贵的，为了经济的缘故要求能长时间生产运转。对多品种与短批量生产来说可采用有色金属甚至环氧树脂做模具，但对长时间生产运转，主要还是采用工具钢。

为了制造合适的模子，其材料须满足以下的要求（Wilson，1975）：

（a）易切削加工；

（b）表面硬度约 700HV，心部硬度约 450HV 以满足成形过程受压所需的韧性；

（c）合适的心部抗张与冲击强度；

（d）淬火时变形最小；

（e）由于不含有大个非金属夹杂物与不均匀的组织保证可以获得高的表面抛光精度。

进一步考虑因素包括塑料类型与模制方法，要求的产量，模腔的设计，模腔形成方法以及热处理方法。

含约 5%合金元素的 AISI‘P’钢与主要用于渗碳的非合金低碳钢 P1 均属于低碳类型，适于用模压成腔，见下。也可推荐使用含 12%Mn，2%Ni，1%Mo 与 1%Ti 的马氏体时效钢，经终加工后进行时效硬化。对较大的模具可使用淬透性更好的 O1，L2，H13 与 A2，这些钢的成分见表 13-1。

压模法用于较经济地生产形状简单的模具。用一含高碳高铬钢如 D2 制成的高强度，高耐磨，压模压入模具钢以形成所需的模腔。像 P1 这类软钢加工硬化很慢，是可供使用的最简单模具钢，可不经中间退火即可制成最终形状。对需要较高心部强度，淬透性以及淬火变形小，能用于较高温度的钢，可采用合金化较高些的 P4 与 P5 钢，它们的镍含量可提高抗冲击性与韧性，但加工硬化较大，在压制模腔过程的中间常须退火。·p.638·

13.12.4 高速钢的选用

高速钢的选用是以前而所谈的性能与所设想的用途间的关系为基础（Hoyle，1964）。M1，M2，M10 与 T1 钢使用最为广泛，它们具有好的韧性，切削能力，比较便宜的原材料和生产费用。令人遗憾的是它们的高温硬度和耐磨性相对地较差些，但是耐磨性可用

增加钒量来提高。用含5%V的T15切削硬的合金与高强度钢，不锈钢和铝合金极为优越，可预料到这些高钒钢很难磨削。加钴可增加高温硬度，但易增加钢的脆性，这对断续切削特别不利。但这类钢更适于高速深切削，此时工具与工件之间的工作温度会被迅速提高。

13.13 参考文献

American Iron and Steel Institute (1978), *Steel Products Manual: Tool Steels*.

Andrews, K. W., Hughes, H. (1959), *J. Iron Steel Inst. London* 194, 304.

Antolovich, S. D., Saxena, S., Chanani, G. R. (1974), *Met. Trans. 5A*, 623.

Apelian, D., Gillen, G., Leatham, A. (1987), in: *Processing of Structural Metals by Rapid Solidification*. Metals Park, OH: American Society for Metals, p. 107.

Arpi, R. (1931), *Jernkont, Ann.* 115, 75.

Atkins, M. (1977), *Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels*. Sheffield: British Steel Corporation.

Atkinson, M. (1960), *J. Iron Steel Inst. London* 195, 64.

Averbach, B. L., Kulin, S. A., Cohen, M. (1949), in: *Cold Working of Metals*. Metals Park, OH: American Society for Metals, p. 290.

Bain, E. C., Paxton, H. W. (1966), *Alloying Elements in Steel*. Metals Park, OH: American Society for Metals.

Baker, R. G., Nutting, J. (1959), in: *Precipitation Processes in Steels*, Spec. Rep. No. 64, London: The Iron and Steel Institute, pp. 1—22.

Bieber, G. C. (1961), *American Society for Metals Quarterly* 4, 92.

Berry, J. T. (1970), in: *High Performance, High Hardness High Speed Steels*. Colorado: Climax Molybdenum Company, p. 14.

Brandis, H., Haberling, E. (1987), in: *Tool Materials for Molds and Dies*; Krauss, G., Nordberg, H. (Eds.). Golden, CO: Colorado School of Mines Press, pp. 33—42.

Brickner, R. H. (1986), *Met. Trans.* 17 (*A*), 583.

Brustlein, H. A. (1986), *J. Iron Steel Inst. London Part II*, 770.

Burns, J. L., Moore, T. L., Archer, R. S. (1938), *Trans ASM* 26, 1.

Chandhok, V. K., Hirth, J. P., Dulis, E. J. (1963), *Trans ASM* 56, 677.

Chesters, W. T. (1975), *Met. and Mat.* 9, 28.

Child, H. C. (1981), *Met. and Mat.* *15*, 303.

Cohen, M. (1949), *Trans ASM* 41, 35.

Columbier, L., Leveque, R. (1969), *Mem. Sci. Rev. Met.* *66*, 1.

Contractor, G. P., Schempp, E. G., Morgan, W. A. (1961), *Trans ASM 54*, 208.

Decker, R. F., Eash, J. T., Goldman, A. J. (1962), *ASM Trans. Quart.* 55, 58.

Digges, T. G. (1940), *Trans ASM 28*, 606.

Field, J. (1959), *Iron Age 184* (*27*), 42.

Floreen, S. (1968), *Met. Rev.* *13*, 115.

Gemmill, M. G., Murray, J. D. (1955), *Engineering 180*, 824.

Gerberich, W. W., Hemmings, P. L., Zackay, V. F. (1969), in: *Fracture 69*. London: Chapman and Hall, p. 288.

Goldschmidt, H. (1948), *J. Iron Steel Inst. London 160*, 345—361.

Greninger, A. B. (1942), *Trans ASM 30*, 1.

Grossman, M. A. (1942), *Trans AIME* 150, 227.

Hansen, M. (1958), *Constitution of Binary Alloys*. New York: McGraw Hill Book Company.

Hehemann, R. F., Troiano. A. R. (1958), *Iron Age*, *Dec*. *52* and 94.

Hellman. P., Billgren. P. (1985), *Met*. *Powd*. *Reps*. *40*, 38.

Hick, A. J. (1983), *Heat Treat*. *Met*. *77*, 3.

Hobson, G., Tyas, D. S. (1968), *Met*. *and Mat*. *2* (*5*), 144.

Honeycombe, R. W. K. (1981), *Steels-Microstructure and Properties*. London: Ed. Arnold.

Hoyle, G. (1964), *Met*. *Rev*. *9*, 49.

Hoyle, G. (1984), *High Speed Steels*, London Butterworth.

Irvine, K. J. (1962), *J*. *Iron Steel Inst*. *London* 200, 820.

Jacobs, M. H., Newbery, R. B., Taylor, L., Coad, J. P. (1984), in: *Heat Treatment* 84. London: The Metals Society, 2, 1.

Kayser, F., Cohen, M. (1952), *Metal Progress* 61, 79.

Keown, S. R., Kudielka. E., Heisterkamp, F, (1980), *Met*. *Tech*. 7, 50.

Krauss, G: (1980), *Principles of Heat Treatment of Steels*. Metals Park, OH: American Society for Metals.

Kuo. K. (1953), *J*. *Iron Steel Inst*. *London* 174, 223.

Kuo. K. (1955), *J*. *Iron Steel Inst*. *London* 181, 128.

Leckie-Ewing. P. (1952), *Trans*. *ASM* 44, 348.

Lehtinen, B., Roberts, W. (1983), in: *Tools for Diecasting*: Nordberg, H., Roberts, W. (Eds.). Stockholm: Swedish Inst. for Met. Res., p. 71.

Materkowski, J. P., Krauss, G. (1979), *Met*. *Trans*. 10*A*, 1643.

Matthews, J. A. (1904), *U*. *S*. *Patent No*. 779171.

Moser. A., Legat, A. (1969), *Harterei Tech*. *Mitt*., 24, 100.

Nilsson, H., Roberts, W., Sandberg, O. (1983), *Swedish Inst*. *for Met*. *Res*., Report No. IM 1768.

Nordberg, H. (1983), in: *Tools for Diecasting*: Nordberg, H., Roberts, W. (Eds.). Stockholm: Swedish Inst. for Met. Res., p. 1.

Norstrom, L. A., Johansson, B., Klårenfjord, B. (1983), in: *Tools for Diecasting*: Nordberg, H., Roberts, W. (Eds.). Stockholm: Swedish Inst. for Met. Res., p 177.

Northcott, L., McClean, D. (1945), *J*. *Iron Steel Inst*. *London* 151, 30.

Opitz, H. Konig, W. (1970), in: *Materials for Metal Cutting*. London: The Iron and Steel Institute. p. 1.

Osborne, F. M. (1952), *The Story of the Mushets*. London: Nelson, pp. 71—95.

Payson. P. (1962), *The Metallurgy of Tool Steels*. New York: Wiley, p. 184.

Petty, E. R. (1970), in: *Martensite Fundamentals and Technology*: Petty, E. R. (Ed.). London: Longmans, p. 2.

Pickering, F. B. (1959), in: *Precipitation Processes in Steels*, Spec. Rep. No. 64. London: The Iron and Steel Institute, p. 23.

Pickering, F. B. (1965), in: *Metallurgical Achievements*. Oxford: Pergamon, p. 109.

Pickering, F. B. (1978), *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, London: Elsevier Applied Science Publishers.

Pickering, F. B. (1986), in: *HSLA Steels-Metallurgy and Applications*: Gray. J. M. et al. (Eds.). Metals Park. OH: American Society for Metals, p. 305.

Pickering, F. B. (1987), in: *Tool Materials for Molds and Dies*: Krauss. G., Nordberg, H. (Eds.). Golden. CO: Colorado School of Mines Press, pp. 3—32.

Plumb. S. (1985), *Metallurgia* 52, 59.

Randak, A., Kurzeja, J., Jentges, H. G. (1965), *Arch*. *f*. *d*. *Eissen*. 36, 725.

Richardson, F. D. (1953), *J*. *Iron Steel Inst*. *London* 175, 33.

Rickinson. B. A., Kirk. F. A., Davies, D. R. G. (1981), *Powder Met*. 24, 1.

Roberts, G. A., Hamaker, J. C., Johnson, A. R. (1971), *Tool Steels*. Metals Park, OH: American Society for Metals.

Sato, T., Honda, Y., Nishizawa, T. (1956), *Tetsu-to-Hagane* 42, 1118.

Siebert, C. A., Doane. D. V., Breen, D. H. (1977), *Hardenability of Steels-Concepts*, *Metallurgical Influences and Ap-*

plications. Metals Park, OH: American Society for Metals.

Snyder, H. J. (1953), *Trans. ASM* 45, 605.

Stone, P. G., Murray. J. D. (1965), *J. Iron Steel Inst. London* 203, 1094.

Swindell. J. R. (1979), *PhD Thesis*, *Sheffield City Polytechnic*.

Tarasov, L. P. (1948), *Met. Prog.* 54, 846.

Tesche, K., Beuthner, W. (1964), *D. E. W. Tech. Ber.* 4, 51.

Thomas, A. (1970), *PhD Thesis*, *Sheffield City Polytechnic*.

Thomas, G. (1978), *Met. Trans.* 9*A*, 439.

Trent, E. M. (1984), *Metal Cutting*, 2nd Ed., London: Butterworth.

Uhrus, L. O. (1963), in: *Clean Steel. Spec. Rep. No.* 77. London: The Iron and Steel Institute. p. 104.

Vassiliou, A. D., Pickering, F. B. (1986), *Report to the Vanadium International Technical Committee*. London: VANITEC.

Vogel, J. (1981), in: 8*th Int. Conf. on Vacuum Metallurgy*. San Francisco: American Vacuum Soc., p. 31.

Wadell, B. (1973), *Met. and Mat.* 7, 38.

Wadsworth. J., Keown, S. R., Woodhead, J. H. (1976), *Met. Sci.* 10, 342.

Waters, B. C. H., Pritchard, W. H., Braybrook, A., Harris, G. T. (1958), *J. Iron Steel Inst. London* 190, 233.

Williams, E. (1967), *Met. and Mat.* 1 (2), 50—57.

Wilson, R. (1975), *Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels*. London, New York: McGraw Hill Book Co.

一般阅读资料

Honeycombe, R. W. K. (1981), *Steels-Microstructure and Properties*. London: Ed. Arnold.

Hoyle, F. (1984), *High Speed Steels*, London Butterworth.

Kalpajian, S. (Ed.). (1982), *Tool and Die Failures Source Book*. Metals Park, OH: American Society for Metals.

Krauss, G. (1980), *Principles of Heat Treatment of Steels*. Metals Park, OH: American Society for Metals.

14 铁、镍、钴基高温合金和耐热合金

Walter Betteridge

Formerly Chief Scientist, International Nickel Ltd., London, U.K.

(孙家华 译)

目录

符号与缩语表

a	裂纹长度
C	材料相关参数
E	弹性模量
ΔG^{θ}	氧化物形成自由能
k	热导率
ΔK	应力强度因子
m	材料相关参数
N	载荷周期
R	无拓扑密排相成分参数
T_m	熔点
α	膨胀系数
r'	面心立方金属间化合物强化相
σ	断裂应力
El	延伸率
ESR	电渣重熔
HIP	热等静压
HV	维氏硬度
ODS	氧化物弥散强化
TCP	拓扑密排相
UTS	抗拉强度
VAR	真空自耗重熔
YS	屈服强度

·p.644·

14.1 前　　言

在过去50年，航空燃气涡轮发动机的发展是惊人的，推重比从早期的怀特燃气涡轮发动机的2:1发展到现代军用动力装置的7:1。同时，降低耗油率对民用航空发动机是特别重要的。这些进步首先是提高热效率，即提高燃气进口温度的结果，这应归功于设计和发展工程师，而最重要的因素是发动机使用材料的进步。这种材料形成了一个专门在高温下工作的合金领域，自50年代末称这种材料为高温合金，其工作温度已提高了200K，这是指材料在特殊应力下工作预定的寿命所能允许的温度。这个合金领域在本世纪取得了巨大进步。

早期使用在一定温度下的金属材料是铸造或变形的铁合金，它们用于工业和家用的各种加热炉，在氧化和热腐蚀条件下导致表面起皮和变形，而在使用温度下的强度通常不成问题。为改善抗氧化性，先在铸铁中加入高含量的硅（见第15章），后来，在18—25wt%Cr和最高为25wt%Ni的奥氏体钢中同时加入少量的硅和铝（见第12章）。热处理和热加工用加热炉及相关设备的制造商对高温材料的需求进一步促进了耐热合金的发展，这种材料包括变形合金和铸造合金，只要求具有一定的强度。通常用于马弗炉、箱式炉和烧结炉的变形合金是板材或带材。

家用和工业用加热炉的电热元件承受氧化和污染物引起的热腐蚀而发生类似的衰变，这些元件通常制成丝材和带材，由于电热元件的截面尺寸较小，因此，要求变形合金具有良好塑性。考虑到避免产生局部的热斑点，材料的表层附着性是重要的，于是在上述合金中加入活性元素铈、镧、锆和铪，以减少表层脱落。后来，这些元素也明显改善了高强高温合金的性能。

广泛用于发电、铁路及海上运输的蒸汽动力装置，为了提高热效率，其工作温度不断提高。但就其温度与燃气涡轮相比，通常是适中的。锅炉和过热管由内部压力引起的破坏使人们认识到蠕变是断裂的重要机制。在Dickenson（1922）Chevenard（1922）和Bailey（1935）对钢的蠕变的开创性工作之前（见本卷第11章和第6卷第6章），作为纯金属的一种科学上的现象，对其过程进行了研究。

·p.645·

化学工业的许多生产流程是在高温下操作的,而且时常包括高压,例如反应容器和管道的工况,使得这一工业对材料和装备设计予以更大的关注。除了对合金和制作工艺的主要选择外,焊接的影响和焊料的选择在此领域中的应用变得非常重要(见第16章)。

内燃机在一些高温下工作的部件也遇到了若干问题，其中最突出的是排气阀，它在反复的冲击负荷下工作，在高性能的内燃机上，阀的柄和头之间的颈部承受温度高达800℃。同时，阀的头部还承受燃料产生的含铅沉淀物的腐蚀，阀座受排出的高温燃气的冲蚀。专用的碳化物强化奥氏体钢用于航空内燃机发动机，为了防止腐蚀和磨蚀，采用熔敷涂层（见第17章）。近来，许多高性能发动机已采用现代高温合金制作排气阀。

压缩引燃发动机通常和预燃室一起工作，在预燃室内喷入燃料并点火燃烧。冷的燃料喷射和随后点火燃烧使预燃室的表层引起瞬时的热循环造成疲劳裂纹（见第6卷第10章）。已经采用耐热疲劳的铸造高温合金制作这种另件。

二次世界大战前和大战期间所使用的高性能航空活塞式发动机采用离心式增压，包括机械式增压和废气涡轮增压。后者类似于连续燃烧的燃气涡轮的涡轮部分。实际上，早期美国喷气发动机选用的涡轮叶片材料就是用于废气增压涡轮的材料，只是后来择优选用新发展的高温合金，开始是变形或铸造钴基合金，后来是以 γ' 相强化的镍基合金。

人们从原理上早就认识燃气涡轮，但是它的成功实用化却受到限制，首先是压气机和涡轮的效率难于匹配，以保证其结合能自持。其次是受合适的结构材料的限制。产生轴马力的固定式燃气涡轮在本世纪初期已经制成（Roberson，1951），但其热效率与蒸汽涡轮相比并不高，然而采用喷出气流作为飞机发动机的动力这一设计思想（Whittle，1930）推动了更快的发展，1939年第二次世界大战的发动进一步加速了这一发展。人们很快发现采用现有高温材料制作涡轮叶片的缺点，在德国研究了采用铁基合金制作气冷叶片，在美国对高合金奥氏体钢和镍基合金进行了评价。怀特燃气涡轮发动机在第一次飞行时使用 Rex78 合金制作叶片，这是一种碳化物强化钢，但很快被 Nimonic80 替代，一个原始的 γ' 相强化的抗蠕变镍铬合金（Preil，1940），也是镍基高温合金这一大系列的先驱。这一合金系列成为制作最高工作温度的燃气涡轮叶片的绝大部分材料。这些合金的成分按其商标名称列于表14-2，14-5和14-14。

·p.646·

铁基、镍基和钴基高温合金扩大了在航空发动机上的应用范围，从涡轮叶片到大部分高温部件，如涡轮盘，燃烧室，排气喷口等，同样在地面发电和交通，尤其在海上动力的轴马力燃气轮机上的应用前进了一大步。与此同时，所掌握的技术同样适用于在上述应用中所需的低应力敏感高温用合金。

今后，高温合金和其它耐热材料将扩大应用到更多的高温操作的工业流程中，如化学合成和聚合，煤的气化、液化，蒸汽动力装置，核反应器等，所有这些工艺都得益于不断改善的航空发动机用的高温合金。

14.2 对高温合金的技术要求

选择高温下工作的合金必须考虑材料承受的工况，使材料能长期可靠地工作。对材料的主要威胁有两个方面，即环境的化学反应和外加应力的机械作用。两者之间的交互作用和材料某些物理特性影响也不容忽视。影响因素概述如下。

14.2.1 抗氧化性和抗热腐蚀性

几乎所有金属材料在不同程度上与周围环境发生反应，通常形成附着性膜或表层，成为阻止进一步反应的局部屏蔽（见第12章）。其反应速度首先取决于反应离子通过表层的扩散速率，包括从金属和从环境两个方向，其速率随温度升高而加速。腐蚀性膜对离子扩散的阻碍很小，导致在一定温度下膜的厚度随时间线性增长。而防护性膜则呈现出随时间逐渐下降的抛物线型生长，在一定阶段，局部表层脱落，生长速率重新加快。

表层脱落是由表层和金属之间的内应力、外部机械力或者热应力引起的，图 14-1 示出纯金属在大气下氧化的线性和抛物线型生长示意曲线。

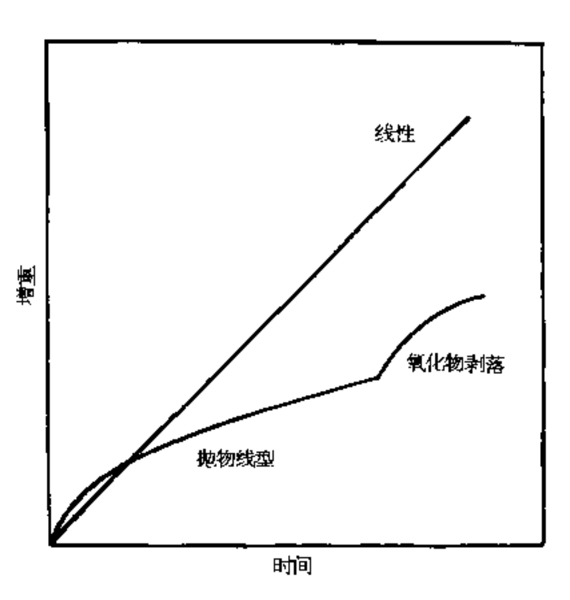


图 14-1 一种纯金属氧化物生长示意曲线

合金的不同组成元素与周围环境具有不同的亲合力，合金中最活性元素将形成初始膜，而随后的生长将取决于一系列因素，合金的表层将消耗最先反应的元素，反应的过程将受该元素从合金基体向反应层的扩散速率的影响，合金的其它元素也可以参加反应而进入表层的组成，并影响扩散速率。来自环境中的离子也可以向合金中扩散，形成反应产物，见图 14-2。内氧化是这种类型的现象之一。

·p.647·

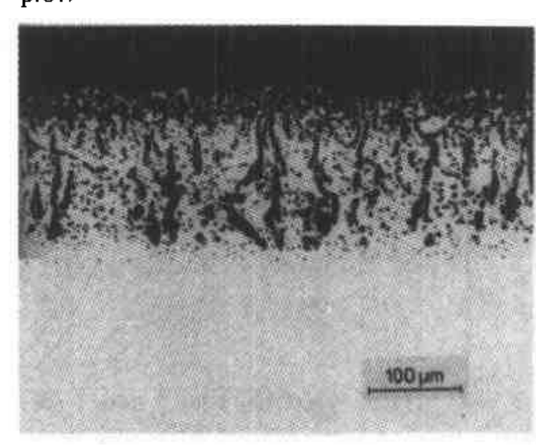


图 14-2 一种 Fe—Ni—Cr—Al 耐热合金的内氧化

上述解示适用于任何简单的环境，但实质上，金属和合金在空气中加热氧化的研究已经发展，在许多实际条件下，环境中含有其它组元或杂质，它们对腐蚀破坏特征有非常特殊的影响。对高温材料而言，可能最重要的是碳氢燃料燃烧生成的各种气体混合物，首先是碳的氧化物，水蒸汽和空气中残余的氮气，当然与燃料有关，还可能有二氧化硫。此外，燃料中的非有机物杂质氧化生成的颗粒沉积物，或空气燃烧杂质都可以导致严重的热腐蚀。高温工艺中其它重要的环境有蒸汽动力装置中至少在临介点温度下的蒸汽，在化工精炼和裂解装置中高达 1000℃或更高温度的蒸汽和各种碳氢化合物的混合物，冶金热处理工艺用盐浴池以及玻璃和陶瓷工业的熔融玻璃，这一领域中一些问题的详尽介绍见 14.3.1 节。

高温材料的腐蚀对其实际应用的可靠性的影响是：

(i) 由于表层脱落造成的承载荷截面的损失；

(ii) 由于个别部位，尤其是沿晶界腐蚀产物的穿透引起的强度损失；

(iii) 腐蚀产物的脱落造成工艺材料污染和工艺流程系统障碍

最后，腐蚀和应力的交互作用在 14.2.6 节中介绍。

·p.648·

14.2.2 拉伸强度和蠕变强度

几乎所有工程部件都承受一定水平的稳态应力，即使由自身重量产生的应力，在高

温下工作的部件也足以引起变形和断裂，如钨灯丝和电热体元件。许多高温部件承受很高的稳态应力，如反应阀、锅炉和蒸汽管内燃气或流体的压力、或者作用在涡轮叶片和轮盘上的离心力。

低应力引起弹性变形，但超过弹性极限或者引起加工硬化以致有可能无限地抵住应力，或者在高温下连续蠕变变形（见第6卷第6章和第7卷第11章）。蠕变速率主要取决于应力和温度，在恒应力和温度条件下，蠕变的特征是初始阶段很短，其速率递降，随后是长的稳定速率阶段，最后进入加速蠕变的第三阶段直至断裂。断裂前总变形量取决于材料和试验条件，其范围从<1%至>100%，而大多数有重要工程意义的高温合金，在其适于使用的应力和温度范围内，其断裂总变形应在百分之几到50%之间。

为了能够为一定的使用条件选择材料提供充分依据，必须给出材料在很宽范围条件下的拉伸、蠕变和持久性能。为了确定时间、温度、应力、应变四个变量的关系，要求作大量的试验，而对于长寿命的部件，如电站用部件，则需连续试验20年或更长。

在低于明显的蠕变变形的温度下，材料的瞬时拉伸性能可以提供足够的设计依据，引起0.1%—0.2%的塑性变形的应力是可以接受的。在较高的温度下发生蠕变，必须考虑时间因素。尼莫尼克90合金拉伸性能和蠕变性能的关系示于图14-3。图中上端的实线给出持续时间为1h产生变形为0.1%的屈服应力曲线。图下部实线给出在一定时间直到10000h产生0.1%应变的屈服应力曲线。向低温延伸这些曲线，约在500℃左右汇聚在屈服应力曲线。对于这个合金，在此温度以上才与蠕变相关。

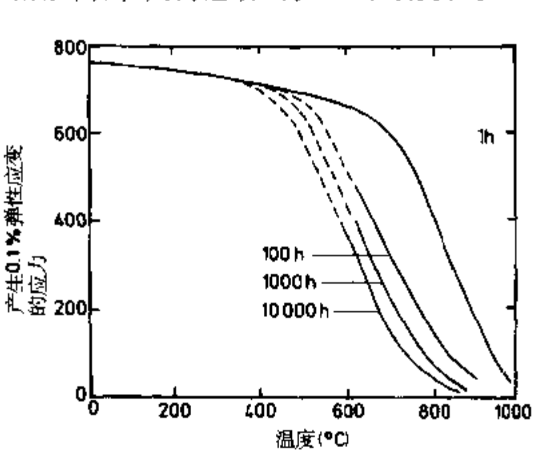


图14-3 Nimonic90合金拉伸性能和蠕变性能关系

·p.649·

高温部件变形的影响取决于应用。一定量的应变是允许的，如锅炉管在破裂前将出现渗漏、叶片少量的伸长也可允许，只要不与机匣碰撞（虽然采用可研磨涂层以解决这一问题）。就部件的使用而言，应力断裂是最终的。应精心选择材料及其使用条件，使得断裂不会发生。断裂发生通常由于工作条件超过设计极限，或者由于疲劳或腐蚀与蠕变变形的交互作用（见14.2.6节）。

14.2.3 冲击强度

高的冲击或动态应力在高温使用中不常见。但特殊情况下，如锻造或挤压模具等加工工具却是这样的。燃气涡轮叶片必须具有一定的冲击强度，以保证不致由于单个叶片的微小破坏而产生的碎片冲击造成所有叶片的破坏。合金经正常热处理后在其使用初始阶段，其冲击强度是足够的，但经高温长期使用后，由于显微组织的变化可能引起材料的严重脆化。关于具有塑性的、面心立方的Fe—Ni—Cr基合金中形成σ相和其它脆性相的可能性研究有详细的报道。为了消除或者至少限制脆性相的形成，提出了控制成分的方法，根据合金组成元素的原子计算平均电子空位数（Woodyatt等，1966），见

14.5.1节。

碳是许多高温合金的一个重要组成元素，即使在 γ' 相沉淀强化的合金中，碳化物不起主要的强化作用，但其特性和分布对冲击强度有明显影响，不适当的热处理形成连续晶界膜能够引起严重脆化，而正确的热处理形成分散的链状碳化物颗粒，这种显微组织既有益于蠕变强度和塑性，同时也提供足够的冲击强度。

使用过程中由简单的氧化或者其它腐蚀介质的作用造成的晶界腐蚀对力学性能有严重的坏影响，包括对冲击强度，有关这方面的介绍详见第14.2.6节。

14.2.4 疲劳强度

在高温使用中，由于各种情况可能引起变化的应力，可以是周期性的或者任意的，也可以叠加在一个或大或小的稳态应力上。为了深入评价材料的疲劳性能，必须进行各种试验，包括温度、加载方式和频率的影响（见第6卷第10章）。在早期的燃气涡轮，发现疲劳性能与涡轮叶片的共振频率有重要关系，因此，促使研究低应力高频状态下长寿命或长周期的断裂性能。近来发现，大应力低频状态下的性能对大部件是重要的，例如涡轮盘，应力周期随工况改变而变化，如飞机发动机的起飞、爬行和巡航，在这类工况下的疲劳破坏可以在仅仅几百周期后发生。采用断裂力学的方法监测裂纹的扩展速率，以评价部件可承受的寿命。在涡轮盘这样的大部件上，引起疲劳断裂的应力是由热处理和冷加工产生的残余内应力，施加的机械力和热应力综合而成。热应力是由部件内必然存在的、变化的温度梯度引起的。对于这种部件，结构材料的疲劳性能由小的试样测定不足以预测部件的寿命，为此，必须采用全尺寸试样环，尽可能模拟接近使用条件下的机械和热状态。

·p.650·

14.2.5 热冲击和热疲劳

很久已知，热装置的工况变化可以引起应力，并导致大部件的变形或破坏，而通过精心控制蒸汽动力装置的启动和加速可以防止这类情况发生。在燃气涡轮发生非常突然而又强烈的燃气流温度变化，快速气流以高的导热率传热到发动机部件，产生高的热应力。热冲击裂纹是大断面钢件淬火时常见的危险，而在正常的高温使用条件下却难以发生。重复的热循环可以引起热疲劳裂纹的萌生和生长，而板材制作的部件，如火焰筒，尾喷口等，则引起严重变形。材料的热疲劳性能与其力学和物理性能相关，如弹性模量、屈服强度，热膨胀系数、热导系数等。目前，在这些特征量和部件的热耐久性之间尚未建立完全满意的关系，仅仅发展了经验型的实验方法，模拟部件形状，选择温度周期，以比较不同材料的性能。

14.2.6 衰变效应的相互作用

上述的各种基本的衰变机制不能完全相互分开，它们常常交互作用，其表现方式为部件的破坏提前发生于以任何一种机制单独作用所预测的寿命。一种特定的腐蚀，无论是简单氧化，还是由其它特有元素引起的比较严重的腐蚀都可以引起所有类型合金的机械强度的下降，其原因不仅是承载断面的减小，而且更关键的是形成内部的或晶内腐蚀

产物，从而成为应力集中区，这可以是疲劳裂纹源，也可以是冲击条件下的应力集中点。另一方面，无论稳态应力还是变化的应力都可以使合金晶界或相界面的热腐蚀破坏的速率增加，其方式类似于该合金在常温下应力腐蚀效应。关于环境对高温合金蠕变和热疲劳性能影响的研究有很多报道（Cook 和 Skelton，1974）。

·p.651·

稳态应力形变和疲劳断裂的交互作用在实际中是常见的，因为在高温下工作的工程部件是在一种复杂的，与时间相关的应力下工作。

一个试样或者一个部件在高温使用条件下，从加载到断裂的全过程可以分为三个阶段，首先是裂纹的萌生（通常起始于表面，由表面缺陷、夹杂、腐蚀或者其它因素引起），随后是裂纹以一定速率扩展，这速率主要与施加的应力型式有关，最后是突然的断裂，即当有效截面减少到不能承受峰值应力时。由于部件形状的复杂性和使用过程中多向应力作用，使得在实验室条件下测定简单试样的材料基本性能与部件使用性能之间难于建立对应关系，因此常常需要对实际部件在一定温度、应力和环境的工况下进行台架试验，以确定一种材料、合金设计以及部件本身的适用性。

14.3 变形与衰变机制

14.3.1 热腐蚀/氧化

高温合金在使用中的腐蚀与周围环境介质综合相关，很难完全地理解这一机制。腐蚀的特征取决于合金组成和介质中活性元素之间的热力学关系，腐蚀破坏的速率和程度受反应离子在表层及其覆盖下的金属中扩散速率控制。至今对清洁空气中的氧化机制已较清楚，不同金属与氧的亲合力可以用氧化物稳定相图相比较，见图 14-4，图中给出氧化物形成自由能与温度的关系，自由能与该氧化物的分解压有关，因此图中每种氧化物在其对应线以上是稳定的，在线下方，金属是稳定的。当一个含铬、钛或铝的铁、镍、钴基合金氧化时，从热力学上应优先形成所含元素的氧化物。高温合金防护性氧化物表层的形成通常基于合金中比较活性元素的选择性氧化，在活性最强的元素生成氧化膜后，随后的氧化物生长动力学受扩散速率控制，它可以导致任何一种不同型式的腐蚀破坏。全面地讨论可能产生的类型超出本节的范围，比较重要的是关于形成一种由合金所含的活性元素形成的附着的防护性的表层以及随后内部氧化物颗粒或晶界膜的生长。外防护层正常地随时间以连续下降的速率生长，即按抛

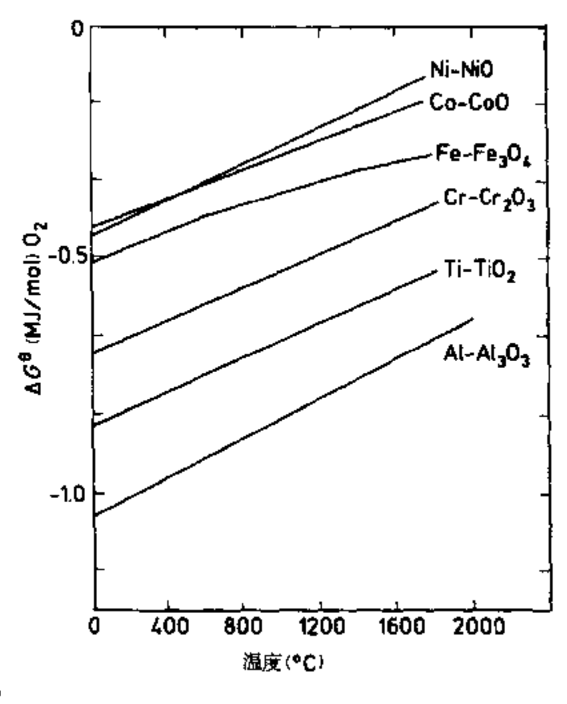


图 14-4 不同氧化物的形成自由能

物线或对数规律，直到其厚度达到使金属和氧化层之间的应力加大导致脱落或破裂。脱落可以是氧化物生长应力的结果，也可以由于使用条件造成的热应力或机械力引起的。为控制氧化层的脱落或破裂，比较有效的方法是在耐热合金中加入少量（<1%）的稀土元素或其它元素（尤其在电热元件中），这种效应的机制还不很清楚，但可能与对生成氧化物的金属离子的扩散速率的影响有关。

·p.652·

在高温工艺中，材料所处的环境通常比空气或者氧气更为复杂，其中最突出的是碳和硫的化合物，通常从合金的组成和环境的条件推断出可能产生的产物，各种腐蚀/氧化产物的形成自由能可在文献中查到（Kubaschewski 和 Alcock，1979），然后作出稳定相图，比较形成这些简单氧化物相图就能了解复杂环境下可能发生的反应，当然，对腐蚀破坏速率的理解还难于实现，因为还涉及到未知的不同氧化层离子扩散速率、程度及其组成。

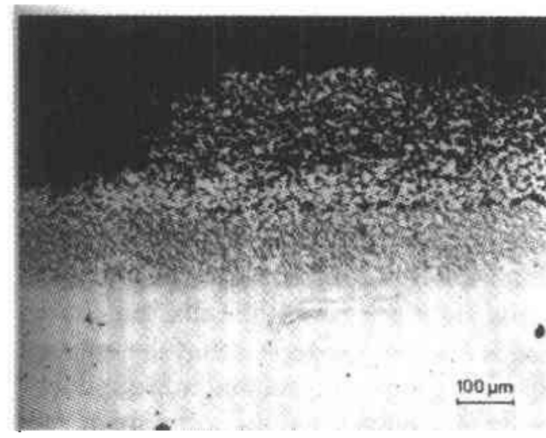


图 14-5　残余油渣引起 Nimonic75 的氧化和硫化

硫腐蚀破坏的另一个重要因素是生成硫化物或金属/硫化物共晶的熔点。铁、镍和钴的硫化物共晶的有关数据如下：

Fe—FeS	998℃；
$Ni—Ni_2S_3$	643℃；
$Co—Co_4S_3$	880℃。

多数高温合金在使用中发生硫化时，其环境主要是氧化性的，形成铬或铝的初始氧化物防护层，硫通过表层扩散导致在氧化层下生成内在的硫化物，通常是 CrS 或 Cr_2S_3，由于氧化和硫化，合金表层的铬含量消耗，有可能生成硫化物共晶（见图 14-5）。

·p.653·

碳在高温合金中的渗入可以发生在还原或氧化性气氛中，通常引起脆性碳化物在内部析出优于表层。在氧化性条件下，形成表层氧化物，随后由 CO 转变成 CO_2 而游离出碳渗入氧化物下面形成碳化物，随着氧化不断渗入碳，再生成碳化物，一种典型的碳化/氧化环境影响的金相照片示于图 14-6。在还原性气氛下，如在碳氢化物加工过程中，富碳化合物向贫碳化合物反应中放出碳，或者从甲烷生成氢中也放出碳，碳吸附在合金中与活性元素形成脆性碳化物，而难于再是附着的表层。合金的力学性能，尤其是塑性，受到严重影响，在高铁合金中，由于周期性地生成和分解碳化物，在局部出现合金中的金属元素的严重损失，向气氛中放出金属和石墨颗粒，称为“金属粉尘”，引起工艺系统的堵塞。

除了上述的与燃气环境发生反应的情况之外，严重的热腐蚀还可能发生在液态或固态材料形成沉积时，这可能起源于燃料的夹杂，如燃料中的灰分，或者燃烧空气中的杂质以及海洋条件下的盐。

燃料灰分的组成变化很大，一般含有少量盐的氧化物混合物，如碱金属的卤化物，由这种沉积造成的热腐蚀特性是由燃气介质、氧化和硫化造成的加速型腐蚀破坏。在一

定型号的原油或残余燃油中生成钒的氧化物沉积能在五氧化钒的熔点（650℃）以上引起快速氧化。

·p.654·

在海洋环境下工作的燃气涡轮吸入海盐引起高温工作部件的热腐蚀，这种破坏主要由硫酸钠引起，以氧化和硫化方式进行。在高于盐熔点的温度下其过程变得更剧烈，在沉积物中有氯化钠，使得破坏更严重。

热腐蚀对高温燃气涡轮部件寿命的重要影响促进了许多防涂层工艺的发展（见17章）涂层主要分两种：扩散和复盖。扩散涂层通常形成一个高铝表层，在镍基合金中，主要由金属间化合物相 NiAl 组成，这种涂层可以包埋渗涂，把部件埋入封闭容器中加热，容器中盛有高铝金属粉和化学活化剂的混合物；也可以通过化学气相沉积，部件在容器中加热，向容器中通入含有涂层金属（铝或铬）的蒸气。复盖涂层由预合金化混合物组成，采用等离子、物理气相沉积或其它方法涂敷在部件上，涂层含有高铝和高铬。

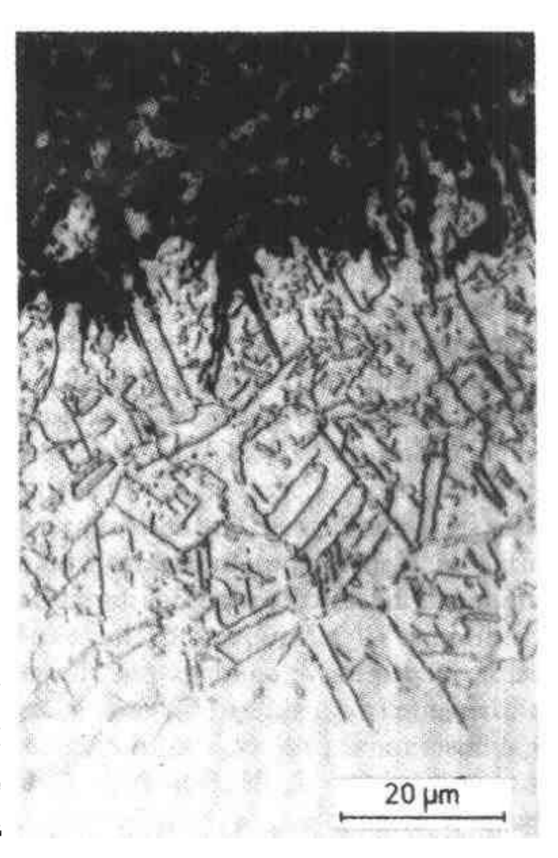


图 14-6 Ni—Fe—Cr 合金的氧化和碳化

一种独特的改善抗氧化和抗热腐蚀的涂层是由二氧化锆组成的外陶瓷层组成，形成隔热层，使燃气涡轮部件的工作温度明显降低，这种热障涂层采用等离子喷涂工艺涂敷。

总之，所有用于高温氧化和腐蚀环境下的合金含有一定量的与氧亲合力强的铬、铝和硅，这些元素至少形成不完全防护性氧化层，在特殊情况下，这些合金可以采用高铝、高铬涂层进一步防护。

14.3.2 强化机制

众所周知，金属的变形通过位错在晶格的运动而发生的。因此，对高强材料的首要要求是应具有高的原子间结合力。对金属而言，这大致与其弹性模量和熔点有关。固溶强化可显著提高强度，作为有效的溶质元素在一定程度上与溶质元素和溶剂金属的原子尺寸差成正比，与第Ⅲ电子层的电子空位数，即在元素周期表的位置成比例。后者影响不同原子间的结合强度。然而，较有效的溶质元素在一定溶剂中的溶解度受增加的原子尺寸错配度的限制，所以最强的溶质不一定得到最大的固溶强化效果。已经发现，若干不同溶质在单一溶剂中所产生的多元固溶作用大于单独加入一个溶质的简单加入作用，即所谓复合固溶强化效应。

·p.655·

上述对合金固溶体基体的强化作用在室温和高温都有效。在较低温度下，当应力超过弹性极限时发生位错运动，形成塑性应变，直到位错遇到障碍，如沉淀相、杂质、晶界或者与其它位错相互作用而堵塞。在高温下，由于原子的热激发，位错可能随温度升高而扩大其运动范围，穿过障碍而产生永久的、不可逆的、与时间相关的应变，即蠕变，这种蠕变称为位错蠕变，除此之外，在高温低蠕变应变速率下（即在较低的加载下）发生各种型式的扩散蠕变（见第6卷6章)。晶界的稳定性对防止滑移是有益的。

改善高温抗蠕变合金所面临的主要问题是:在选定一种强的固溶体基体之后,就是引入阻止位错运动的最有效障碍。抗蠕变钢见第11章。本章限于铁、镍、钴基高温合金。

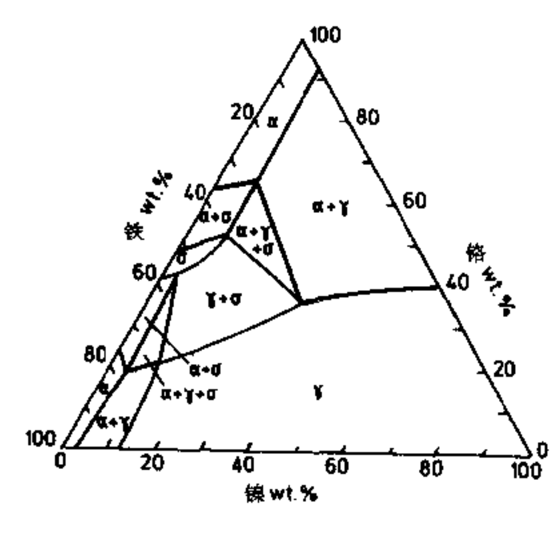


图14-7 铁镍铬合金在650℃平衡相图

铁基高温合金可以定义为其基体位于铁镍铬三元相图的富铁面心立方相区，见图14-7。提高这类合金蠕变强度的因素与后面介绍的镍基合金的极为相似，镍基合金所在相区与铁基合金相同，只是不包括含极小比例γ′相的部分。其它金属间化合物相和碳化物相起着较突出的不同作用。钴基合金不含γ′相，虽然尝试过加入γ′相和其它金属间化合物相，但还是完全由碳化物相强化。

各种商业专利合金的成分和组织的详细介绍将在后面给出。本节需要说明的是：铁基合金中的金属间化合物相由加入铌、钛，有时加入钽形成的，而碳化物由加入钼、钨、铌形成。少量的γ′相来自加入的铝和钛。镍基合金以 Ni_3 (Al, Ti) γ′相强化，在高强的铸造合金中，其铝钛和总量高达足以形成超过50%的γ′相。钴基合金的碳化物主要由钨或钼形成，当然也有铌和钽的碳化物。

·p.656·

镍基合金成为最重要的，使用广泛的高温合金，对其强化机制进行了充分的研究，Decker (1969) 对镍基合金的重要因素进行全面分析，总结了许多研究结果，指出了提高蠕变强度的方法：

(a) 固溶强化γ基体；

(b) 增加γ′相体积分数；

(c) 增加γ′相层错能；

(d) 固溶强化γ′相；

(e) 提高 $<0.6T_M$ 温度的共格应变；

(f) 降低γ′相在 $>0.6T_M$ 温度的粗化速率；

(g) 限制η (Ni_3Ti) 相、Ni_3Cb、Laves和σ相形成；

(h) 控制碳化物；

(i) 稳定晶界；

(j) 控制部件厚度与晶粒度比值；

(k) 控制基体晶体的取向。

Decker详细论述了不同合金化元素在上述强化方法中的作用。

γ′相作为强化相的重要性表明其结构和与基体的关系是合乎要求的，所有镍基合金基体是面心立方的镍铬固溶体，通常含有钴、钼或其它固溶强化元素，γ′相同样是面心立方结构，但其晶格尺寸与基体稍有不同，经正常热处理析出γ′相的晶体位向与γ基体的相同，而晶格常数的差异很小，使两相保持共格，若晶格常数相差太大则失去共格。

具有最大错配度的γ′相对位错运动的阻碍作用最大，但仍需保持共格。错配度可以通过改变基体成分、调正铝、钛相对量、加入少量其它元素控制在有限的范围内。镍基合金中的γ′相示于图14-8。

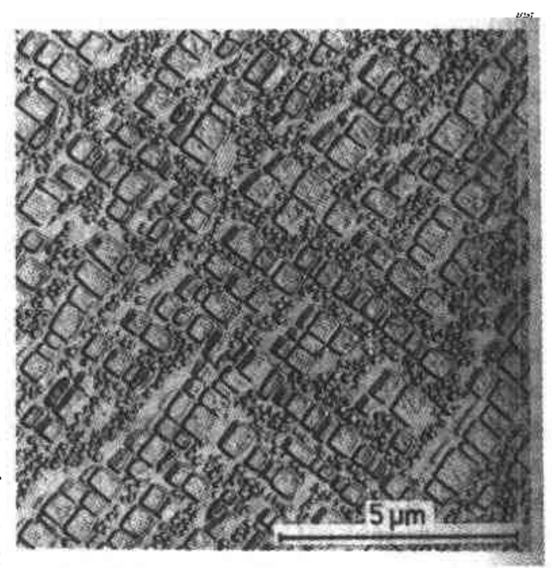


图 14-8 Nimonic115 合金的γ′相

沉淀相以两种不同方式阻碍位错运动，第一，当位错切割沉淀相颗粒时，沉淀相具有比基体更高的流变应力；第二，使位错攀移沉淀相颗粒。前者提供较大的强化作用，而γ′相的较小尺寸和较大体积分数将促进这种作用。在高温使用过程中，γ′相由于Ostward老化过程而粗化，使平均颗粒间距增大，促使位错绕过颗粒，从而降低蠕变强度，高温使用中γ′相的粗化受合金成分的影响，增加铬、铌含量降低粗化速率，这是改变沉淀相和基体之间的相界能和降低扩散速率的结果。另一方面，增加钛/铝比则增加粗化速率，这由于较大的晶格错配引起高共格应变造成的。

·p.657·

含高钛的γ′相比含高铝的γ′相较不稳定，在长时加热过程中从面心立方结构转变为六方密排结构的Ni_3Ti，即η相，通常呈片状，对合金的蠕变抗力和塑性不利，见图14-9。

应该指出：发展γ′相强化高温合金主要凭经验的试验方法，而对其机制的认识是后来得到的。

镍基合金中碳化物具有两种主要作用，在熔态金属和凝固初期中形成的一次碳化物MC型，主要是TiC，CbC，其作用是凝固过程的结晶核心和热处理中限制晶粒长大；二次碳化物有各种类型，$M_{23}C_6$，M_7C_3和M_6C，大多数由铌形成，可以在热处理或高温使用中分解析出，而在晶界的析出对力学性能有重要影响，以连续晶界膜析出的碳化物使合金脆化，其持久塑性很低，而以不连续的链状颗粒析出有助于晶界塑性，可以缓解应力集中，推迟断裂，见图14-10。合金中加人微量的硼、锆或镁对晶界碳化物的析出具有明显的有利作用，然而其机制尚不清楚，但却明显提高蠕变强度和断裂塑性。

·p.658·

铁基高温合金面心立方γ基体的强化方式与富镍合金相同，但沉淀强化很少取决于γ′相。γ′相在这些含有钛和铝的铁基合金中所起强化作用不像富镍合金含如此高的体积

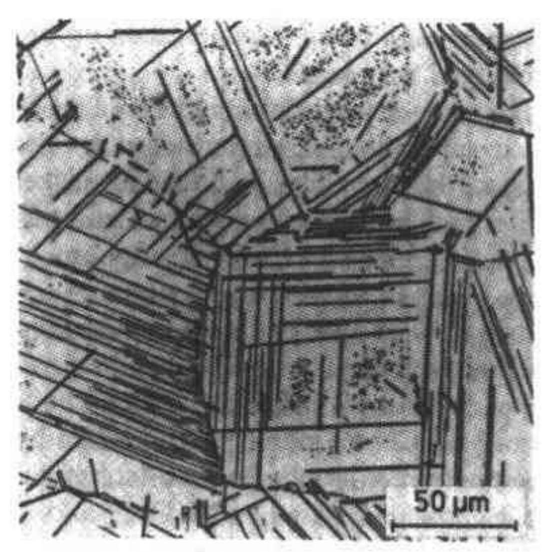


图 14-9 Nimonic 263 合金经 900℃，3000 小时析出的 η 相

分数的 γ′相。含铌的富镍合金的主要强化相是体心四边的 γ″相，Ni_3Cb，γ′和 γ″相可同时存在同一合金中，但 γ″相是亚稳相，在 700℃长时暴露后可转变成正斜方的 Ni_3Cb，即 δ 相。

富铁合金和较少富镍合金易生成拓扑密排相，尤其是 σ 相，由于呈片状形态，使合金严重脆化，降低持久寿命。可以通过控制成分避免 TCP 相的形成（Woodyatt 等，1966）。

钴基合金是从含有少量钨、钼的钴—铬合金中演变而来的，后者用于耐磨和采用铸造合金，（见第 14 卷），主要以加入铬、钼、钨固溶强化，加入镍以稳定面心立方基体，防止出现 420℃以下纯钴的六方结构，镍含量的范围是 10—30wt%或更多。碳化物相沉淀强化基体，因此，商用合金的碳含量为 0.25wt%—1wt%，这明显高于铁基和镍基合金的通常含量 < 0.2wt%。碳化物形成元素包括主要的基体固溶强化元素铬、钨和钼，但和碳亲合力强的元素，如钛、钽、铌、锆和铪的加入常常优先形成 MC 型碳化物。碳化物可以不同形式析出，这取决于成分和热处理，但任何情况下，析出相与基体不共格，其强化效应在低温下不如镍基合金中的 γ′相明显，而高温下，由于碳化物的高稳定性，其强化效应非常优异。

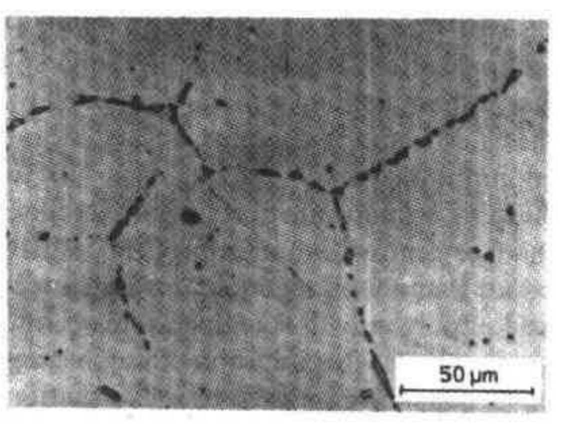


图 14-10 Nimonic 80 A 合金的晶界碳化物

在总结强化机制时，尚未见到有关稳定的氧化物弥散颗粒作用的文献报道，这些颗粒采用粉末冶金工艺加入，以金属间化合物相一样的方式对位错运动起阻碍作用。选择特殊稳定的氧化物使其作用可以保持到金属间化合物相的有效温度以上，采用机械合金化工艺使之弥散分布（Benjamin，1970），这一工艺在 14.4.3 节中介绍。

图 14-11 示出铁、镍和钴基合金强化机制的相对特点，图中给出 14.5，14.6 和 14.7 各节的不同类型合金中的最高强度合金在不同温度下 1000h 的持久强度。为一定用途选择合金时还需考虑除蠕变强度之外的许多因素。

·p.659·

14.3.3 机械疲劳

高温合金的机械疲劳性能按施加的周期应力和断裂周期之间关系可以分为两类（见 6 卷），第一类通常的断裂周期 > 10^4，为低应力高周疲劳，另一类的断裂周期 < 10^4，为

高应力低周疲劳，涉及到燃气涡轮部件，涡轮叶片属于第一类，叶片的共振可以导致破坏；而涡轮盘和压气机盘是第二类，其周期条件由发动机的速度和功率的变化而决定。后者由温度变化引起的热疲劳（见14.3.4节）可能要比机械作用更严重．近来对高温疲劳的研究主要集中在高应力低周疲劳，目标是控制发动机主要部件的裂纹生长和对其寿命的预测。

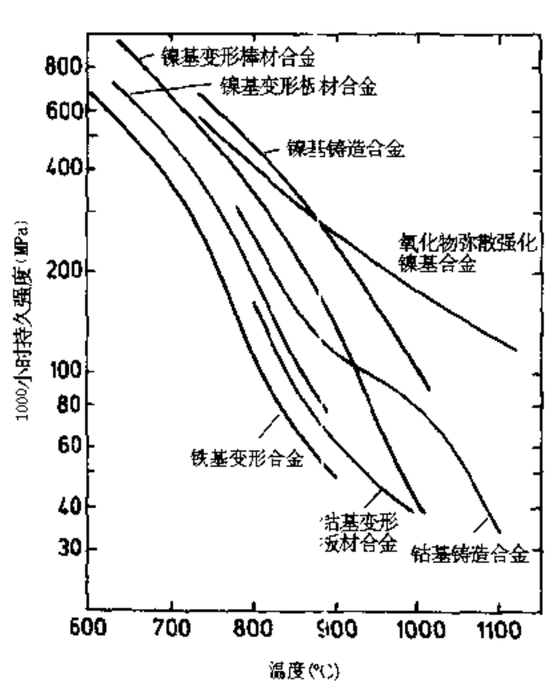


图14-11 不同类型高温合金的最高持久强度/温度曲线

当施加的周期应力产生可复原的塑性变形时，疲劳裂纹的萌生通常发生在自由表面，裂纹以穿晶方式起源于位错运动形成的持续滑移带或者在其它的组织不连续处，如孪晶和杂质。亚表面裂纹的萌生有时出现在夹杂或沿内应力表层，另一方面，晶界疲劳源可以是由蠕变引起的或者晶界选择性氧化腐蚀形成的晶界孔穴。一个高温合金的疲劳裂纹萌生抗力取决于使用温度下的强度特征，见14.3.2节，以及合金对环境侵蚀的抗力，见14.3.1节（Bressers, 1987, Wareing, 1983）。

疲劳裂纹源在材料基体上扩展之前的尺寸很小，10～20μm，随后裂纹分三个阶段发展：

Ⅰ：裂纹沿其端部切变面扩展，通常限在几个晶粒直径范围内；

Ⅱ：持续的裂纹生长通常垂直于施加的应力；

Ⅲ：快速的裂纹扩展直到断裂。

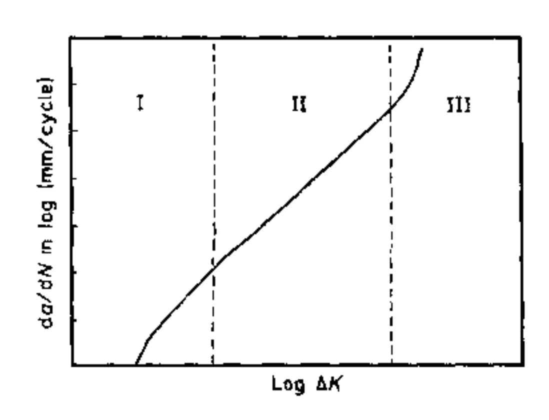


图14-12 疲劳裂纹扩展速率与应力强度因子关系的示意图

这三个阶段示于图14-12，其座标分别为裂纹长度/应力周期的对数和应力强度因子 ΔK 的对数，这基于Ritchie（1977）对高强钢的研究。

·p.660·

疲劳裂纹扩展的机制是复杂的，其相关的因素如下：

在第Ⅰ阶段，裂纹扩展速率与显微组织关系密切，在镍基高温合金中取决于强化相的尺寸、体积百分数和晶粒尺寸，细小的沉淀相、高的体积分数和大的晶粒可以降低裂纹扩展速率。

第Ⅱ阶段的裂纹扩展速率与试样几何尺寸、施加载荷和裂纹长度有关，通过线弹性

应力强度因子 ΔK，由 Paris-Erdogan（1963）定律表示：

$$da/dN = C\Delta K^m \tag{14-1}$$

式中，a 为裂纹长度，N 为负荷周期数，C 和 m 为材料相关参数，对许多高温合金来说，指数 m 通常为 2—4，常数 C 包含温度变化的影响，即温度对弹性模量、屈服强度的影响，当裂纹以穿晶方式进行时，显微组织特征如晶粒度、沉淀相尺寸和分布影响很小。而裂纹沿晶间扩展时，碳化物、其它相以及晶界附近贫化带的出现是重要的。

在断裂的最后阶段，Ⅲ阶段，断裂快速发生，裂纹扩展以相似于静态试验的方式进行直至断裂。材料的强度和组织特征对控制裂纹的扩展起支配作用。在所有阶段，尤其在Ⅲ阶段蠕变变形的影响是重要的，它使晶界空洞聚集成易断裂带，因此，疲劳的研究多集中在叠加的稳态和周期应力的影响方面（见第 11 章)。

14.3.4 热疲劳

在高温装置的许多部件上不可避免地存在温度梯度，这必然由热膨胀引起应力，在稳态条件下，热应力若超过屈服强度可以松弛，但是，当热装置的工作条件是变化的，部件温度的变化将引起局部膨胀或收缩，随后是应力的再分布。这种单一而严重的变化能造成脆性材料的破裂，即热冲击破坏；而反复的变化可以出现累积的损伤，称为热疲劳。

一个部件上的温度变化的严重程度是可控的，首先通过部件与周围环境介质之间的热传导速率，这取决于介质的温度、运动速度以及部件表面状态；涂层，即使防腐涂层也可有效地降低热传导。

·p.661·

在一定的热传导条件下，在材料引起的应力特征取决于材料的许多物理和力学性能，包括膨胀系数、弹性模量，导热率和屈服强度。对于断裂应力为 σ 的脆性材料，热冲击系数为

$$\sigma k/E\cdot\alpha \tag{14-2}$$

式中，k 为导热率，E 为弹性模量，α 为膨胀系数，这个表达式合理有效，但对塑性好的材料是不实用的，材料的损伤是累加的。对于这种材料，已经建立了模拟使用条件下的、对比性的实验方法，以确定材料的抗热疲劳性（Glenny，1961)。实际情况下热应力和机械应力叠加在一起，考虑到稳态和周期应力的不规则方式以及随温度变化引起材料性能的变化，所以疲劳损伤的累加是复杂的，为进行这样条件下的材料行为的实验研究，发展了等温或热周期条件下、包括不同应力水平和休止周期的、控制应变的实验方法。

14.4 生产工艺

各类高温材料的生产工艺是在钢铁工业所形成的工艺过程基础上发展的（见第 3 章、第 4 章和第 5 章)，因此，在本节只就较先进材料的重要工艺发展作一介绍。

14.4.1 变形合金

最简单的合金，主要是单独固溶强化或含相对少的沉淀相的合金，可以采用电弧炉

冶炼，需要降低碳含量时，可以吹氧处理。然而，多数现代高温合金采用感应炉冶炼，非关键合金在大气下造渣保护钢液，而较先进的高温合金在真空下冶炼，关键在于控制成分，这不仅是对主成分而言，同样对微量元素。这些元素对性能有着有益或有害的作用，有害元素包括铅、铋、锌、锡和砷，由于它们降低热加工塑性。少量的、严格控制的镁或稀土元素有利于消除硫脆。为去除易挥发性杂质，可在铸锭前进行真空处理钢液，但更好的工艺是真空自耗重熔（VAR）和电渣重熔（ESR），采用这一工艺的初始目的是为了改善钢锭的组织（见第3章）。这两种工艺采用的电极是大气下或真空炉冶炼浇注的或者是锻造电极。在真空自耗工艺，通过电极和锭子之间的电弧冲击逐渐熔化电极，合金熔滴落入水冷结晶器中正在凝固的锭子上部的熔池中。在电渣重熔工艺中，电极浸入覆盖在正在凝固的钢锭上部的熔渣中，熔化金属的热量来自电极和钢锭之间的电流，精炼取决于渣和通过渣落入的合金熔滴之间的化学反应。两种工艺都能获得均匀的细晶组织，无严重偏析和中心缺陷，非常适于随后的锻造。

·p.662·

高温合金的热加工最初可采用锤锻、压锻或挤压获得坯料，需精细控制锤锻或压锻，因为先进的高温合金的可锻温度范围是有限的，加上其传热性差，表面易降温而造成裂纹。采用玻璃润滑剂使挤压成为加工高强合金的一种有效工艺，其典型产品如棒材和坯料可供随后机加工或供冷拔或热拔无缝管的管坯。挤压温度限在一个窄的范围内，挤压速度应精细控制，一方面避免坯料冷却而粘在压机上，另一方面避免过热和初熔引起的破裂。

锻件、热轧件和挤压件的随后冷热加工以常规方法进行，但需有效的设备。模锻可采用工具钢模具，预热温度为300—500℃，以减少冷却，使用高温合金模具可预热到750—1000℃，钼合金模具在保护性气氛下加热到1000—1050℃用于等温锻造（Turner，1981）。

热等静压（HIP）是加工高温合金的一种值得重视的工艺，把材料装入抽真空的封闭的容器中，通过惰性气体介质加压到100—180MPa（1000—1800atm），在适当的温度保持。主要用于合金粉末的固化，为模锻涡轮盘备料，这一工艺同样用于消除铸件的内部疏松。

14.4.2 铸造合金

虽然高温合金的主要部分是变形合金，但铸造合金用于两个重要方面，第一是很早使用的砂型和壳型铸件，用于加热炉和锅炉部件，第二是高温合金的精密铸件，用于精密部件，主要是燃气涡轮的涡轮叶片和导向叶片，第二类部件采用铸件的原因有二，首先是精密铸造比精密锻造更经济，而更先进的高温合金难以变形；近期采用陶瓷型芯熔模铸造可以制作复杂型腔的空心冷却叶片，见图14-13，铸件在第15卷第2章讨论。

14.4.2.1 熔模精密铸造

早期高温合金精密铸件是在小型非真空电弧炉中熔化，浇入由包复蜡模形成的整体耐火壳型中。为了精确控制合金成分，采用真空冶炼母合金，然后真空重熔浇注到壳型模中。壳型经蜡模反复涂挂料浆制备，陶瓷型芯预先埋入蜡模内，通常壳型涂挂料浆至

10mm 厚，足以靠自身强度支撑。

·p.663·

这种精密铸件可以经少量机加工或不加工即可满足尺寸要求，最终只需去除浇冒口、汤道，再经喷砂和表面抛光去除表面缺陷。

14.4.2.2　定向凝固

普通熔模铸造工艺把熔化金属浇入预热的壳型中获得任意取向的等轴晶组织。垂直主应力方向的晶界是蠕变过程中的薄弱源，也是低塑性的和腐蚀破坏的敏感区，可以采用沿主应力方向的定向凝固工艺消除横向晶界，形成一束柱状晶的显微组织（见第 15 卷第 2 章），此外，消除横向晶界的另一个优点是镍基合金晶体择优取向生长平行于 $\langle 100 \rangle_{\gamma}$ 轴，这一位向的杨氏模量是 140GPa，而其它位向的为 210—260GPa，从而显著改善了热疲劳性能。

定向凝固工艺把熔化金属浇入预热壳型内，壳型底部座放在水冷铜底盘上，壳型四周感应加热，这样沿生长方向形成温度梯度，这一工艺对生产镍基高温合金叶片尤为方便。

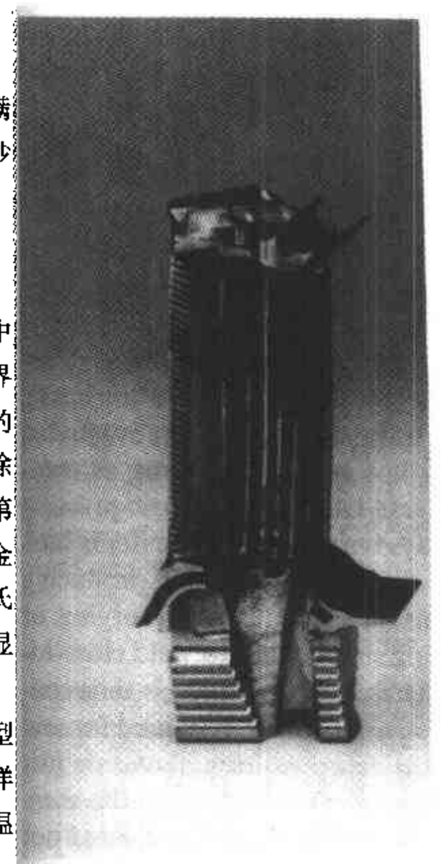


图 14-13　镍基高温合金定向凝固空心冷却涡轮叶片剖面图

14.4.2.3　单晶

改进上述的定向凝固工艺可以完全消除晶界获得单晶组织。一种螺旋选晶器位于水冷结晶器上部，它只允许一个晶粒长入壳型中。单晶和柱状晶合金蠕变寿命和塑性的改善对比见图 14-14。

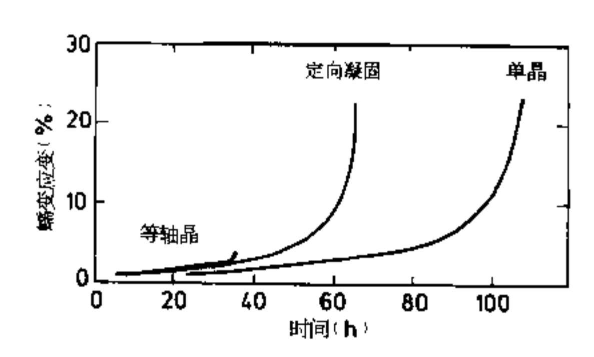


图 14-14　Mar-M200 合金等轴晶、定向凝固、单晶组织在 982℃，207MPa 条件下的蠕变曲线

·p.664·

14.4.3　粉末工艺

促使高温合金采用粉末冶金工艺（Gessinger，1984，见第 15 卷第 9 章）的因素有二，第一是寻找制作燃气涡轮叶片冷却通道的方法；第二是克服锻造涡轮盘用大锭型的严重偏析和中心缺陷；采用粉末工艺制作空心冷却叶片的尝试被高 γ′相的镍基合金的精密铸造工艺所取代，而预合金化的粉末工艺制作涡轮盘成为规范化的实际应用。早期试图采用冷压和真空烧结固化水雾化合金粉末，以得到期望的高温力学性能，但告失败。后来引入了真空重熔、惰性气体雾化制粉，随后采用若干可行工艺中的一种进行高温固化，结果使力学性能至少达到了变形合金的现有

水平，更重要的是避免了普通铸锭的枝晶偏析，改善了可锻性，在一些可获得细晶的合金中可获得超塑性（见6卷7章）。

为了避免氧和气氛中其它气体对粉末污染，在固化前的全过程中材料保持在惰性气体或真空下。粉末固化可以采用石墨或钼合金模具热压工艺，也可以装入真空包套后热挤压或热等静压，如14.4.1节所介绍。高温合金的热等静压用于大部件，如涡轮盘，先制成简单形状供随后热加工，或者采用成形模具直接制成近成形件。这种工艺操作耗时长，须在γ′相溶解温度以上或稍低的温度下保压几小时，这取决于对晶粒度的要求。通常采用热挤压可获得全致密的产品，或是棒材或是比较复杂形状坯料，适于随后的锻造或加工。

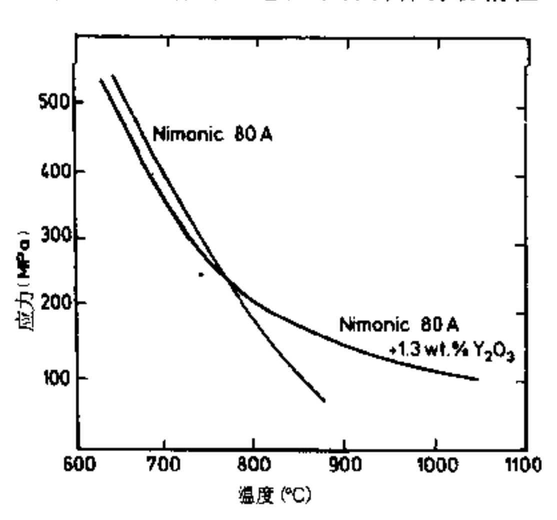


图14-15　机械合金化镍基合金Nimonic 80与Nimonic80A在不同温度下100h持久强度对比

粉末冶金工艺也常常用于把少量稳定颗粒，通常是氧化物，加入金属或合金，实现弥散强化，高温合金通常采用机械合金化工艺使氧化物弥散强化和γ′相沉淀强化相结合，这种合金具有特殊的优点，氧化物弥散强化可在接近合金熔点下仍保持有效，在γ′相溶解温度以上保持良好，如图14-15所示（Benjamin，1970）。机械合金化工艺是把合金元素粉、母合金粉的混合物和惰性氧化物，通常是Y_2O_3，一起在高能球磨机中搅拌球磨，使颗粒相互冷焊和摩擦，把球磨的合金粉装入包套内抽空，经热等静压或挤压固化，这一工艺对于镍基高温合金制作涡轮盘和叶片有重要意义。

·p.665·

14.4.4　焊接和钎焊

许多连接工艺适用于高温合金，但选择合适的工艺受母体材料的特性和连接部件厚度的限制，大多数普通熔焊工艺（见7卷16章）可用于高温材料，但气焊限于简单固溶强化合金，或者钴基或镍基硬面合金的熔敷。采用涂料焊条的金属电弧焊适用类似限制的用途，因为含铝钛的焊接金属的熔敷和γ′相强化的基体材料在成分和强度上难于匹配、活泼金属在电弧中损失。

使用最广泛的熔焊方法是惰性气体保护电弧焊，通常采用钨极自生焊接或采用合适的填料棒或丝，自耗的金属电极也可采用，其成分与基体金属匹配或选用塑性更好的不同成分金属。金属电极通常是成卷的丝，可自动向电弧供料。电子束焊是用于高温合金的一种重要熔焊工艺，尤其是连接厚截面部件或连接不同合金时。这一工艺通常在真空下进行，部件放入真空室内，电子束在真空下产生。

电阻焊包括点焊和缝焊，几乎用于所有耐热合金的板材连接，闪光对接焊是将连接部件在电弧下加热其对焊面到熔点，然后加力挤出熔融金属，这方法用于轧制或挤压的环形件。这种连接区与基体不易辨认，其拉伸强度可接近基体的100%。摩擦惯性焊和

闪光对接焊具有相似特点，首先加热对焊面，然后采用机械方法压合在一起。

高温合金的焊接工艺最大难点在于避免基体和焊缝的裂纹。为把焊接裂纹限在最小范围，必须适当地热处理，使部件具有最大的热塑性，然后焊前预热，以控制焊后的冷却速度。根据不同合金和部件厚度选择其工艺条件。

·p.666·

在某些高温合金的应用中，钎焊也是重要的连接方法，常用于不可焊合金。开发了许多高温钎焊合金，多数为镍铬基合金或者贵金属金、银、钯，选用钎焊合金的熔点范围为800—1000℃，通常在控制气氛下进行，或者在真空下。通常加入焊剂。一些钎焊合金的成分和熔化区间列于表 14-1。

表 14-1 高温钎焊合金

种类	成分（wt%）	熔化区间（℃）
	Ni Cr Si B	
Ni 基合金	Bal 7 4 3	955—1000
	Bal 19 10 -	1080—1135
	Ag Cu Pd Mn Ni	
Ag 或 Pd 基合金	68 26 5 - -	805—810
	75 - 20 5 -	1000—1120
	- - 60 - 40	1235
	Au Cu Fe Ni	
Au 基合金	80 19 1 -	905—910
	75 - - 25	950

14.5 铁基高温合金

在奥氏体钢，耐热钢和铁基高温合金之间的差别是难以定义的。本节的重点是用于航空燃气涡轮发动机的热端部件的铁基材料。

14.5.1 成分和显微组织

在历史上值得注意的是：航空喷气发动机是在怀特 1930 年的专利基础上，在英国和德国于 30 年代和 1939—1945 年战争期间得到发展，而美国直到 40 年代才开始。然而美国发动机制造商却已提供涡轮增压的活塞发动机，在轮盘和叶片的材料方面具有一定经验，这些部件和喷气发动机的相应部件是类似的。这三个国家对涡轮盘和叶片用材的选择和试验都始于相似的路线，从知名的高温高强奥氏体钢开始。Allen（1952）对这期间的现状作了出色总结，比较突出的、有实用价值的铁基合金成分列于表 14-2。随后讨论这些合金的特点和性能。

表 14-2 铁基高温合金的成分

类别	合金	成分（wt%）									
		Fe	Ni	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Cb	C	其它
固溶	Rex 78	Bal	18	14	–	3.5	–	0.75	–	0.1	3.5Cu
固溶强化	G18B	Bal	13	13	10	2	–	–	3	0.4	2.5W
+碳化物和	16/28/6	Bal	25	16	–	6	–	–	–	0.08	0.15N
氮化物	N 155	Bal	20	21	20	3	–	–	1	0.15	0.15N
											2.5W
γ′沉淀强化	Tinidur	Bal	30	15	–	–	0.2	1.7	–	0.1	–
	A 286	Bal	26	15	–	1.3	0.2	2	–	0.05	–
	Discaloy	Bal	26	13.5	–	2.7	0.1	1.7	–	0.04	–
	Incoloy 901	Bal	42.5	12.5	–	5.7	0.2	2.8	–	0.05	–
	NimonicPE16	Bal	43	16.5	–	3.3	1.2	1.2	–	0.05	–
	V 57	Bal	27	15	–	1.3	0.3	3.0	–	0.08	–
γ″沉淀强化	Inconel 706	Bal	41.5	16	–	–	0.2	1.8	2.9	0.03	–
低膨胀合金	Incoloy 903	Bal	38	–	15	–	0.9	1.4	3	–	0.1Si
	Incoloy 909	Bal	38	–	13	–	0.03	1.5	4.7	–	0.4Si
机械合金化合金	MA956	Bal	–	20	–	–	4.5	0.4	–	–	$0.5Y_2O_3$

早期的钢发挥了加入高熔点金属钼、钨、铌固溶强化和上述元素形成稳定碳化物、氮化物和碳氮化物沉淀强化的已知优点。在怀特第一台航空喷气发动机上采用 Rex78 合金制作涡轮叶片，在英国广泛采用 G18B 制作涡轮盘，这两个合金都适用于这个型号发动机，而美国则使用 16/28/6 和 N155 合金。

在德国，Bollenrath 及其同伴（1938）研究了一系列奥氏体钢的蠕变性能，指出了加入 3wt.%Ti 的特殊作用。选择 Tinidur 合金作为叶片材料，部分地是由于它成分简单，除了镍之外，不含比较贵重稀缺元素。不久，发现这种钢是以 Ni_3Ti 金属间化合物沉淀强化的。在战争期间，为节约镍，把研究的注意力转向奥氏体的铬一锰钢，加入钒、钽或钼形成碳化物或氮化物沉淀，目前对这种钢的兴趣不大。

·p.667·

近来发展的富铁奥氏体材料以 Tinidur 合金同样的强化方式加入 3wt%Ti，同时加入少量铝以形成 γ′相，$(Fe, Ni)_3$（Ti，Al），γ′相与 γ 基体同晶型，这一类合金包括 A286，Discaloy，Incoloy901 和 NimonicPE16。

奥氏体钢的更新发展是以 Ni_3Nb 相沉淀强化的材料，Ni_3Nb 相是体心六方相，即 γ″相，Incoloy706 合金是这一类合金的代表。

具有低的或可控热膨胀系数的合金在工程上有重要用途，尤其在发动机和高温动力装置上出现严重的温差更显重要。普通的低膨胀镍—铁或镍—铁—钴合金具有较低的强度和高塑性，不适于制作高强部件，当然，铝、钛、铌的加入可以沉淀强化，在 650℃保持好的强度。合金不含铬使得合金易氧化，在一些工况下晶界应力破坏敏感。Incoloy903，909 合金是这类合金的代表，并用于发动机轴件。

·p.668·

最后，机械合金化工艺应用于铁基合金，出现 MA956 合金，这合金是本部分讨论中唯一的铁素体基体加入 Y 形成沉淀强化的合金。

各类典型的铁基高温合金的名义成分列于表 14-2。应该指出，合金原则上使用美国或者英国的名称，对应材料可以使用其它生产商的名称，或者符合本国规范，或者符合国际规范。

这些材料的生产工艺在总体上与前面介绍的相同。但热处理制度必须以获得最佳组织和力学性能为目的，每个合金的热处理是不同的，第一类钢主要是固溶强化和碳化物沉淀强化，通常在固溶状态下使用，可以根据意义明确的热机械方法进行温加工以改善性能。例如，Harris 和 Bailey（1952）指出：G18B 合金盘件经 700℃温加工可以使 0.1% 屈服强度从 216MPa 提高到 490MPa，而 650—750℃蠕变强度提高 25%。目前，采用在严格控制温度范围内的精细的热加工或温加工处理可获得强度和塑性的最佳匹配和大型锻件的合适的显微组织。

γ'相和γ''相强化合金在 1000—1150℃可以完全固溶，在 700℃左右时效析出沉淀相可以获得最高蠕变强度，然而，也常常寻找一种较好的综合方案，在较低温度下热加工或固溶处理，以限制晶粒度长大，或者在最终时效析出主要强化相之前采用附加时效处理，析出其它稳定相。细晶组织有利于中温拉伸强度和疲劳性能，而粗晶组织改善蠕变和持久性能。晶粒度控制基于这一事实：即γ'和γ''相是亚稳相，在高温热循环后分别向η相，一种六方的 Ni_3Ti，和δ相，一种斜方的 Ni_3Nb 相转变，这些较稳定相的溶解温度约为 950—1000℃内，所以在这温度范围以下锻造或固溶处理，这些相可以限制晶粒度长大。亚稳的强化相在更低温度时效时析出。

所有富铁奥氏体合金不同程度地对形成脆性相，即拓扑密排相（TCP 相）敏感。其中主要是 Fe—Cr 基的σ相（见图 14-7）。这些相可以在 900℃加热过程中形成，如果显微组织呈片状或条状则严重影响冲击强度和持久塑性。避免 TCP 相主要取决于成分控制。为此目的，Gow 和 Harder（1942）对 Fe—Ni—Cr 三元合金提出一种早期的简单经验公式

$$R = \frac{\text{Cr wt\%} - 16\text{C wt\%}}{\text{Ni wt\%}} \tag{14-3}$$

·p.669·

其中 $R<1.7$，合金则无σ相。比较复杂的公式是以减去形成二次相的元素之后的奥氏体基体组成的电子空位数为基础发展的，最广泛采用的计算系统是 Phacomp（Woodyatt 等，1966），这一相分计算方法根据合金中每一种元素的电子结构确定其电子空位数。把合金的成分换算成原子%，从每个元素含量中扣除生成稳定碳化物、氮化物、硼化物和γ'相等相元素的数量，剩余的基体由不再生成稳定化合物的、分离的原子组成，从这些分离的原子分数计算出合金的平均电子空位数。Woodyatt 等（1966）指出：当每个原子的平均电子空位数大于 2.5 时则形成σ相，但不完全如此。Decker（1969）讨论了相分计算分析提出改良这一方法使之更可靠。通过成分控制和适当的热加工限制 TCP 相使之在 650℃的使用温度之下难于形成，而这正是铁基高温合金的正常工作温度。

14.5.2 力学性能和应用

选择的合金在其使用温度范围以内或以上的拉伸性能列于表 14-3。同样温度范围下 1000h 的持久性能列于表 14-4。更完整的数据通常从材料供应商获得。现对每个合金及

其使用范围作简要介绍。

表 14-3　铁基高温合金的拉伸性能

合金	温度（℃）											
	20℃			650℃			760℃			870℃		
	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
G18B	710	260	40	480	–	–	390	–	–	250	–	–
N 155	815	400	40	545	295	32	428	250	32	260	175	33
Tinidur	785	490	18	530	380	–	340	275	–	–	–	–
A286	1005	725	25	720	605	13	440	430	19	–	–	–
Discaloy	1000	730	19	720	630	19	485	430	–	–	–	–
Incoloy901	1205	895	14	960	760	13	725	635	19	–	–	–
Nimonic PE16	840	440	30	650	400	28	500	350	32	200	150	55
V57	1170	830	26	895	745	22	620	485	34	–	–	–
Inconel706	1310	1005	20	1035	860	24	725	660	32	–	–	–
Incoloy903	1310	1105	14	1000	895	18	–	–	–	–	–	–
Incoloy909	1310	1020	16	1025	870	24	615	540	34	–	–	–
MA956	645	555	10	230	170	20	160	140	14	125	115	9

UTS＝抗拉强度；YS＝屈服强度；El＝延伸率。下同——译者注

·p.670·

表 14-4　铁基高温合金 1000h 持久强度

合金	温度（℃）				
	600	650	760	870	980
Rex78	270	195	80	–	–
G18B	290	250	110	55	–
N155	–	295	140	70	20
Tinidur	390	280	110	–	–
A286	–	315	105	–	–
Discaloy	–	275	60	–	–
Incoloy901	660	525	205	60	–
Nimonic PE16	430	320	140	–	–
V57	–	485	–	–	–
Inconel706	–	580	–	–	–
Incoloy903	–	510	–	–	–
Incoloy909	–	345	–	–	–
MA956	–	–	110	85	65

Rex78 这钢种用于第一台飞行的怀特发动机制作实心叶片，但后来被早期的镍基合金 Nimonic80 替代，现对此钢号已无兴趣。

G18B：在早期航空喷气发动机的发展过程中，选择涡轮盘材料的范围是铁素体或奥氏体钢。轮缘要求高温强度，奥氏体钢适合，而轮毂要求较低温度的高屈服强度，防止冷态起动或运行中的弹性伸长，铁素体钢较好。在 700℃温加工处理，G18B 合金涡轮

盘两个部位都具有好的性能，这使得该合金在英国发动机上使用了相当长的时间。

Tinidur：德国于30年代开发的合金，用于750℃以下工作的涡轮叶片，起初为实心锻造叶片，后来采用焊接板材制成空冷叶片，这种空冷叶片不需要Tinidur合金的强度，被便宜的、易加工的钢替代。

Discaloy，A286，V57，Incoloy901：这些γ'相沉淀强化合金广泛用于650℃以下工作的燃气涡轮部件，合金的强度和蠕变性能取决于形成γ'相的铝、钛的总量，在较高温度下γ'相缓慢地向η相转变，并降低蠕变和持久强度，胞状η相在800℃左右形成，在更高温度下形成片状形态或魏氏体，对冲击强度和塑性严重有害。η相形态的变化受成分的影响，高铝和硼会阻止或延缓这种转变，这一类合金制作涡轮盘时，采用热机械加工处理，包括直接时效，通过促进η相沉淀以控制晶粒度和通过温加工提高强度。A286合金用于压力和沸水核反应器，其工作温度为300—320℃，其应力腐蚀裂纹抗力比蠕变抗力更重要，因此采用改型热处理。而用于酸性气体深井，氢脆是材料的主要威胁。

·p.671·

NimonicPE16：合金的低钛含量使得合金塑性比本类其它合金更好，因此适用于燃气涡轮的焊接板材部件，这种沉淀强化特征在高于750℃以上将不能保持，合金具有良好抗腐蚀性，在英国用于先进的气冷（CO_2）核反应堆和氦冷高温核反应器的连结杆。

Incoloy706：该合金以γ'和γ''相强化，γ''相当铝含量低于0.2wt%时优先形成，而γ'相当铝含量超过0.5wt%时优先形成。合金在适中的温度下具有强度，超过650℃，合金发生向稳定相转变的相变，性能降低。

Incoloy903和909：普通高温合金从室温到650℃的热膨胀系数在（12—18）$10^{-6}\cdot K^{-1}$范围内，因此提出了使用过程中温度差引起的保持间隙和热应力的问题，而903和909合金的热膨胀系数在（8—10）$10^{-6}\cdot K^{-1}$范围内，减少了这方面的困难。但合金不含铬引起抗氧化性差。在500℃以上使用需防护涂层。由于应力加速晶界氧化使903合金受到损害，而909合金中加入微量铝和提高硅含量，使合金在不损失强度前提下避免了这一问题。

MA956：该合金是氧化物弥散强化（ODS）合金的代表，是1000℃左右的强度最高的板材合金，高铬、铝含量保证优异的抗氧化性，易焊接，但焊区性能明显下降。

14.6 镍基高温合金

面心立方的镍铬固溶体和相同晶型的Ni_3（Al，Ti）的γ'相沉淀强化成为过去50年镍基高温合金主要类型的发展基础。最早的合金通常是锻造合金，棒材、板材和锻件制成航空燃气涡轮的部件，近来，合金按专用部件趋向特殊发展，许多铸造合金具有显著提高的蠕变和持久性能，而一些合金具有适于生长定向凝固或单晶组织的特征。许多合金以其商标名称或专利名称作为标志，本节选择一些典型材料介绍。

为了方便起见，材料按其类型和使用方式分类，当然这种分类是不严格的。表14-5列出按上述分类选出的合金的名义成分。

·p.673·

14.6.1 板材合金

表 14-5 镍基高温合金的成分

类别	合金	成分 (wt%) (Ni 基)									
		Cr	Fe	Co	Mo	W	Ti	Al	Cb	C	Others
I. 板材合金											
a. 固溶强化	Hastelloy B	-	5	-	28	-	-	-	-	-	0.3V
	Hastelloy X	22	18	1.5	9	0.6	-	-	-	0.1	-
	Nimonic 86	25	-	-	10	-	-	-	-	0.05	0.03Ce
	Inconel 600	15	8	-	-	-	-	-	-	0.08	
	Inconel 617	22	-	12	9	-	-	1	-	0.07	
b. γ′或 γ″ 沉淀强化	Nimonic 75	20	-	-	-	-	0.4	0.2	-	0.10	
	PK 33	19	-	14	7	-	1.9		-	0.04	
	C 263	20	-	20	6	-	2.1	0.5	-	0.05	
	Inconel 625	22	5	-	9	-	-	-	4.0	0.05	
II. 棒材和锻件											
a. 非真空冶炼 γ′沉淀强化	Nimonic 80A	20	-	-	-	-	2.5	1.5	-	0.05	B.Zr
	Nimonic 90	20	-	17	-	-	2.5	1.5	-	0.08	B.Zr
	Nimonic 105	15	-	20	5	-	1.2	4.5	-	0.15	B.Zr
	Inconel X 750	15	7	-	-	-	2.5	0.9	1.0	0.04	Zr
	Udimet 500	18	-	18	4	-	2.9	2.9	-	0.08	B.Zr
	Waspaloy	20	-	13	4	-	3	1.3	-	0.08	B
	M 252	20	-	10	10	-	2.6	1	-	0.15	B
b. 真空冶炼 γ′沉淀强化	Nimonic 115	15	-	15	3.5	-	4	5	-	0.15	B.Zr
	Nimonic 120	12	-	10	5.8	-	3.6	4.6	-	0.06	B.Zr
	Astroloy	15	-	17	5.3	-	3.5	4	-	0.06	B.Zr
	Udimet 720	18	-	15	3	1.3	5	2.5	-	0.03	B.Zr
c. 真空冶炼 γ″沉淀强化	Inconel 718	19	18	-	3	-	0.9	0.6	5.2	0.05	B
	René 95	13	-	8	3.5	3.6	2.5	3.5	3.5	0.06	B.Zr
d. 抗腐蚀合金	Nimonic 91	28.5	-	20	-	-	2.3	1.2	0.7	0.05	B.Zr
	Nimonic 101	24.5	-	20	1.5	-	3.0	1.5	1.0	0.05	B.Zr
e. 机械合金化合金	MA 754	20	-	20	-	-	0.5	3	-	0.05	0.6 Y_2O_3
	MA 6000	15	-	-	2	4	2.5	4.5	-	0.05	2.5 Y_2O_3
III. 铸造合金											
	IN 713 C	12.5	-	-	4.2	-	0.8	6.1	2.0	0.12	B.Zr
	IN 738 LC	16	-	8.5	1.7	2.6	3.4	3.4	0.9	0.11	1.7 Ta
	IN 100	10	-	15	3	-	4.7	5.5	-	0.18	1 V
	IN 939	22.5	-	19	-	2	3.7	1.9	1.0	0.15	1.4 Ta
	René 80	14	-	9.5	4	4	5	3	-	0.17	B.Zr
	Mar M 006	9	-	10	2.5	10	1.5	5.5	-	0.14	1.5 Ta. 1.8 Hf
	Mar M 009	9	-	10	-	12	2	5	1.0	0.14	1.8 Hf
	M 22	5.7	-	-	2	11	-	6.3	-	0.13	3 Ta
	B 1900	8	-	10	6	-	1	6	-	0.10	4 Ta

用于板材型式的合金应具有足够塑性，以便冷、热轧制到要求的厚度和形状，其次

是可焊性，优先采用钨极气体保护焊，可带或不带焊丝。也可采用电阻焊（见第16章)。不仅与同合金焊接，而且能与不同成分的变形合金和轧环或铸造合金焊接，焊后需热处理，以消除焊接应力和恢复热影响区的性能，同时不引起焊后裂纹。板材合金在燃气涡轮中用于燃烧系统、燃气传送管、排气系统和喷管。其工作温度可达1000℃或更高。虽然这类部件承受的应力与其它部件相比是有限的，但合金应具有足够的机械强度，在厚壁部件上温度的急速变化能引起大的热应力，因此要求有良好的热疲劳抗力。最后，合金应具有足够的高温抗氧化和抗热腐蚀性。

14.6.1.1 成分与显微组织

板材材料通常是塑性好的合金，主要是固溶强化型，若需要高温强度时，采用少量γ'或γ"相补充沉淀强化，以避免损害冷热加工性。第一类典型合金列于表14-5的Ia，第二类列于表14-5的Ib。

14.6.1.2 力学性能和应用

合金室温至870℃的拉伸性能列于表14-6，1000h的持久性能列于表14-7。大部分数据是以板材形式的性能，但材料也常常用于机加工的棒材、锻件，有的数据是棒材测试的，现对选择的板材合金介绍如下：

表14-6 镍基板材合金在不同温度下的拉伸性能

类别 合金	温度（℃）											
	20			650			760			870		
	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
Ⅰa. Hastelloy B	835	393	63	-	-	-	-	-	-	-	-	-
HastelloyX	785	360	43	570	275	37	435	260	37	255	180	50
Inconel 600	660	285	45	450	205	49	260	180	70	140	40	80
Inconel 617	740	295	70	565	170	75	440	180	84	275	195	118
Ⅰb. Nimonic 75	820	440	30	500	300	30	300	150	75	150	100	> 100
PK 33	1180	780	30	1000	725	26	885	670	18	510	420	24
C 263	970	580	39	770	485	27	650	460	21	280	180	25
Inconel 625	965	490	50	835	420	34	550	415	45	275	-	125

表14-7 镍基板材合金在不同温度下的1000h持久强度

类别 合金	温度（℃）				
	650	704	760	870	980
Ⅰa. Hastelloy X	215	150	100	41	14
Inconel 600	-	-	-	30	15
Inconel 617	-	-	160	60	30
Ⅰb. Nimonic 75	170	97	48	7	3
PK 33	655	485	310	90	-
C 263	415	275	175	63	-
Inconel 625	370	240	160	49	18

Hastelloy B：目前，该合金主要用于除氧化性酸介质以外的抗腐蚀材料，尤其用于高浓度盐酸、硫酸、磷酸。在适度的温度下保持强度，用于制作航空发动机涡轮增压器叶片和早期喷气发动机叶片，但很快由铸造钴基合金和其它镍基合金所替代。

Hastelloy X：该合金显示了高温强度和好的抗氧化性之间的良好平衡。合金以固溶强化和以 M_6C 为主的稳定碳化物沉淀强化而保持高温强度，合金中相对高的铬含量保证其良好抗氧化性。合金易焊接，广泛用于美国喷气发动机的板材部件。

·p.674·

Nimonic 86：合金中高铬和微量铈使合金具有特殊好的抗氧化和抗热腐蚀性能，铈的加入改善了表层的附着性和减少表层脱落，合金中高钼含量作为固溶强化元素，同时也形成碳化物沉淀析出。

Inconel 600：基本上是一种简单的Fe—Ni—Cr三元系合金，在一般的高温工程中作为抗氧化材料可长期使用，也用于常温的腐蚀介质中，合金塑性好，能通过压力加工、拉拔或旋压冷成形，易焊接，但是该合金的强度被许多新合金所超过。

Inconel 617：合金同时加入钼和钴以固溶强化，合金在很宽的温度范围内具有高强度和良好塑性，同时保持足够的可加工性和焊接性。

Nimonic 75：合金含少量的铝和钛，仍属于固溶强化合金，在低于固溶温度之下（约550—600℃）长期时效后形成γ′相沉淀强化，通常用于1050℃空冷的退火状态，易加工和焊接，不需焊后热处理，和新合金相比，其高温强度属中等水平，但该合金一直用于喷气发动机和其它高温使用的部件。

Nimonic PK 33 和 C 263：这两个合金综合了加入钼和钴形成的固溶强化和γ′相的沉淀强化，用于承力较大的板金件，但以降低了可加工性作为代价。两合金以1100—1150℃固溶和流态床淬火处理后供货，在此状态下可焊接，随后在800—850℃时效，中间可加也可不加再固溶处理。

·p.675·

Inconel 625：合金以γ″相，Ni_3Nb 沉淀强化，在高温下保持很好强度，但长期在650℃以上使用时γ″相向δ相转变，明显降低强度；在许多介质中有优异的抗腐蚀性，使得合金在高温化工过程中有特殊价值。

14.6.2 棒材和锻件

航空发动机中要求高温下最高强度的部件是涡轮叶片，它推动着结构材料的快速发展，从早期的变形耐热合金到现代镍基高温合金。

14.6.2.1 成分与显微组织

最早的γ′相强化镍基合金是Nimonic 80，由于认识到铝钛比的重要性，很快改型为Nimonic 80A。首先加入钴，随后加入钼，以固溶强化，同时铝钛和的改型改善了Nimonic 90和105的蠕变抗力。Inconel 750合金是在Inconel 600合金基体上加入γ′相沉淀强化。Udimet 500合金在成分和性能上和Nimonic 105相近，所有上述合金开始采用非真空冶炼，至今，当认为真空冶炼是不经济的，仍可采用非真空冶炼。通过二阶或三阶热处理改善力学性能，合金首先经1050—1150℃固溶处理，随后为700—850℃，16—20h的时

效处理，有时中间处理为850—1050℃，16—20h，中间处理是通过控制碳化物和Ni_3Ti稳定形式的η相的析出使组织稳定。碳化物对合金持久性能有重要影响，取决于在晶界的分布形式，除了一次碳化物MC之外，碳化物的通常形式是M_7C_3，$M_{23}C_6$，若合金含钼，还有M_6C。碳化物在晶界以连续膜析出将使合金的冲击性能变坏，持久延伸率下降，若以不连续的球状颗粒析出，形成塑性的晶界，则提高持久寿命，见图14-10。许多现代镍基合金含微量硼和锆分别为0.01wt%和0.1wt%，影响晶界碳化物而改善合金蠕变强度和塑性（Decker，Rowe和Freeman，1957）。Holt和Wallace（1976）总结了微量元素和杂质对镍基高温合金的影响。

·p.676·

涡轮叶片材料性能的改善使得涡轮前进口温度增高，于是要求改善原来铁素体和奥氏体钢制作的涡轮盘轮缘部位的蠕变和持久性能，从而使注意力从钢转向γ′相强化的镍基合金。同时也要求较低温度的抗拉和屈服强度，以防止轮毂部分的伸长甚至断裂。相应的问题是大锭型的偏析和高强度合金的难变形，迫使采用改型成分和严格控制热加工工艺，以保持细晶组织，这一类合金的典型代表是Waspaloy、M252和Astroloy。进一步改善涡轮盘显微组织和性能，首先通过真空冶炼和精炼现有的和更新发展的合金，这将在后面讨论；同时采用粉末冶金工艺和热等静压固化工艺（见14.4.3）。涡轮盘的周期应力是由使用中离心力和热应力综合引起的，需要研究合金低周疲劳性能，包括裂纹萌生应力和裂纹扩展速率，这与显微组织有关（见14.3.3节）。

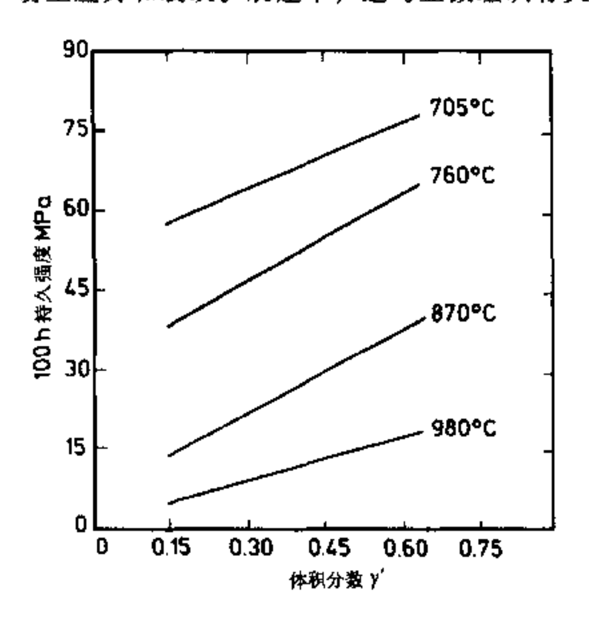


图14-16 高温合金的γ′相体积分数对持久强度影响

采用真空冶炼大大推动了高温合金的发展，避免氧化能很好地控制活性元素的含量和防止氮的溶入。如在14.4.1节所提及的有害元素含量，即使不经重熔和精炼，只通过挥发也可明显降低，其效果是明显增加铝和钛总量，使得γ′相体积分量增加，从而改善了蠕变和持久性能，见图14-16。与真空冶炼相关而发展的典型合金列于表14-5的Ⅱb，这一类材料达到了热加工性的极限，其高温强度要求热加工必须严格控制在很窄的接近固相线的温度范围内。为了更方便地制作空心冷却叶片，应采用铸造合金，这就促进了叶片合金的发展，且优先集中在铸造材料（见14.6.3节）。

在集中发展高温合金的高温强度的同时，保持其抗腐蚀性的重要性变得更加明显，尤其用于工业燃气涡轮的合金要求长的使用寿命，同时海上使用的环境是腐蚀性的。为此，提高了铬含量，降低了γ′相对强度的贡献，改型钛铝含量，同时加入铌对保持力学性能是必要的，这一类变形合金列于表14-5的Ⅱd。

·p.677·

最后，表 14-5 的Ⅱe 是采用机械合金化工艺的氧化物弥散强化（ODS）合金 MA754 和 MA6000。合金粉末的典型固化工艺是包套冷压，随后挤压成棒。热处理或热机械处理的目的是形成稳定的、高长宽比晶粒的再结晶组织，具有择优的晶体取向，提供各向异性的物理和力学性能，尤其适用于导向器。

14.6.2.2 力学性能和应用

表 14-8 列出这一组变形合金的拉伸性能，表 14-9 列出 1000h 持久性能。现对每个合金简要说明如下。

表 14-8 变形镍基高温合金在不同温度下的拉伸性能

类别 合金	温度（℃）											
	20			650			760			870		
	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UST (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
Ⅱa. Nimonic 80 A	1000	620	39	795	550	21	600	505	17	310	260	30
Nimonic 90	1235	810	33	940	685	14	665	540	12	330	260	23
Nimonic 105	1180	830	16	1095	765	24	930	740	25	660	490	27
Inconel X 750	1200	815	27	940	710	10	–	–	–	–	–	–
Udimet 500	1310	840	32	1215	760	28	1040	730	39	640	495	20
Waspaloy	1275	795	25	1115	690	34	795	675	28	525	520	35
M 252	1240	840	16	1160	745	11	945	720	10	510	485	18
Ⅱb. Nimonic 115	1240	865	27	1125	815	23	1085	800	24	830	550	16
Astroloy	1415	1050	16	1310	965	18	1160	910	21	775	690	25
Udimet 720	1570	1195	13	1455	1130	17	1155	1050	9	1150	–	–
Ⅱc. Inconel 718	1435	1185	21	1230	1020	19	950	740	25	340	330	88
René 95	1620	1310	15	1460	1220	14	1170	1100	15	–	–	–
Ⅱe. MA 754	965	585	21	600	475	25	345	275	34	250	215	32
MA 6000	1295	1285	4	1090	875	6	975	780	6	740	525	9

·p.678·

Nimonic80A：这一最简单的 γ′相强化合金可以用来说明这一类合金显微组织特征，在完全固溶状态下只有一次碳化物或碳氮化物 M（C，N），其中 M 主要是钛，在晶间分布阻止晶粒长大，在冷却过程中或者重新加热到低于 1100—1150℃时，Cr_7C_3 或 $Cr_{23}C_6$ 型碳化物优先在晶界析出，Cr_7C_3。在 1050—1150℃内形成，而后在较低温度下逐渐转变成 $Cr_{23}C_6$。在其它镍基合金中未发现 Cr_7-C_3。Fell（1961）研究了这些碳化物转变的动力学。在 980℃以下温度时效，γ′相沉淀析出，颗粒生长尺寸取决于时效温度和时间，在 1080℃/8h/空冷 + 700℃/16h/空冷标准两阶热处理后，合金晶界形成链状碳化物，见图 14-10，γ′相颗粒尺寸为 20μm，遍及晶内均匀分布。

为改善长期使用中的蠕变塑性，采用三阶热处理 1080℃/8h/空冷 + 850℃/24h/空冷 + 700℃/16h/空冷，以增加晶界碳化物的析出，同时避免使用中的进一步析出。除了更多碳化物析出外，这一热处理出现两种不同尺寸的 γ′相。合金经两阶热处理后的蠕变和持久性能列于表 14-10，这些都代表从其它高温合金生产商可得到的数据。

表 14-9　变形镍基高温合金的不同温度的 1000h 持久强度

类别	合金	温度（℃）				
		650	760	870	980	1090
Ⅱa.	Nimonic 80A	420	160	-	-	-
	Nimonic 90	455	205	61	-	-
	Nimonic 105	-	330	130	30	-
	Inconel X 750	470	-	45	-	-
	Udimet 500	760	325	125	-	-
	Waspaloy	615	290	110	-	-
	M 252	565	270	97	-	-
Ⅱb.	Nimonic 115	-	420	185	66	-
	Udimet 720	670	-	-	-	-
	Astroloy	770	430	175	55	-
Ⅱc.	Inconel 718	595	195	-	-	-
	René	865	-	-	-	-
Ⅱe.	MA 754	255	200	160	130	125
	MA 6000	-	490	295	185	~130

表 14-10　Nimonic 80 A 合金的蠕变持久性能

温度（℃）	应变（%）	产生总塑性应变的应力（MPa）					
		100h	300h	1000h	3000h	10000h	30000h
600	0.1	558	511	460	412	371	-
	0.2	599	551	500	453	400	-
	0.5	635	607	575	522	460	(402)
	断裂	(740)	(700)	(600)	(540)	(440)	(400)
650	0.1	454	403	347	298	-	-
	0.2	502	451	395	344	289	-
	0.5	-	494	443	385	321	266
	断裂	-	485	417	350	280	(210)
700	0.1	346	295	238	190	147	-
	0.2	388	337	281	232	178	124
	0.5	-	369	309	255	195	(141)
	断裂	(450)	348	290	230	170	110
750	0.1	239	192	144	108	(74)	-
	0.2	273	227	175	131	88	-
	0.5	300	255	205	159	116	(77)
	断裂	(330)	228	178	130	85	(54)
815	0.1	124	93	59	36	23	-
	0.2	137	107	73	43	26	(15)
	0.5	148	116	80	53	31	19
	断裂	(200)	122	86	55	34	(23)

Nimonic 90：该合金加入 17—18wt%Co 取代镍作为补充固溶强化，提高合金的拉伸和蠕变性能相当于提高耐热温度 50K。在显微组织上，除了明显提高 γ′相的溶解度和碳化物直接以 $M_{23}C_6$ 析出而不形成 M_7C_3 之外，该合金与 Nimonic80A 合金很相似。

Nimonic 105：合金加入 5wt%Mo 以进一步固溶强化，同时把铬降至 15wt%，通过增加铝钛含量使 γ′相以高体积分数析出，铝的明显增加补偿了由于降铬带来抗氧化性的损失。除了在长期使用中 $M_{23}C_6$ 缓慢向 M_6C 转变之外，该合金的碳化物与 Nimonic90 相同，蠕变和持久强度的提高相当于比 Nimonic90 提高耐热温度 50K。

Inconel X 750：由于原材料中使用铬铁而带入合金基体 7wt%Fe。合金的显微组织和性能与 Nimonic 90 非常相似，如拉伸和蠕变强度。合金除广泛用于燃气涡轮外，还用于适当温度下的耐蚀合金，然而已经发现合金在一些介质下对应力腐蚀裂纹敏感。

Udimet 500：该合金在成分（除较高的钛铝比外）和拉伸、持久性能上与 Nimonic105 合金非常相近。

·p.679·

Waspaloy：合金采用钴和钼强化基体，在适量的钛、铝总量下保持高的钛：铝比。该合金从原来的叶片合金发展到目前广泛用于普通锻造涡轮盘，这一应用受锻后标准热处理所限，因为轮毂的抗拉强度不够。为此要求在较低温度下锻造和精细地控制热机械处理以控制晶粒度，以稍许牺牲 732℃持久强度换取改善 538℃拉伸性能，如图 14-17 所示。

·p.680·

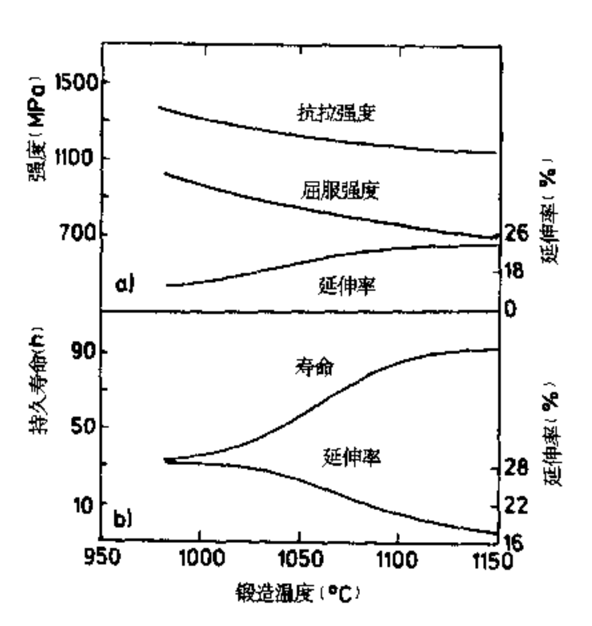


图 14-17　锻造温度对 Waspaloy 合金性能的影响
(a) 538℃拉伸性能 (b) 732℃/517MPa 持久性能

M252：合金含更多的钼和较少的铝、钛。在力学性能上与 Waspaloy 相似，但具有较高的持久塑性和热冲击性。

Nimonic115 和 120：这是真空冶炼和重熔精炼的合金，含高体积分数的 γ′相，γ′相可以有不同尺寸，取决于热处理。合金 γ′相的溶解温度约为 1150℃，因此合金一般在 1190℃固溶处理，空冷后在 1100℃时效以析出约 500μm 的粗大 γ′相，而在 1000℃冷却析出约 20μm 细的 γ′相。这种热处理使合金持久性能最高，为了获得较高的持久塑性和冲击强度，合金可以固溶后炉冷至 1000℃，然后空冷，在炉冷时形成粗 γ′相和随后补充析出细 γ′相。合金需控制成分以防止 σ 相析出。

Udimet700 和 720：该合金与 Nimonic 合金属相似类型，原来用于锻造叶片，同样存在因成分控制不当引起 σ 相的问题。U720 已制作涡轮盘，包括坯料锻造或热等静压工艺，Wells 和 Sullivan（1967，1968）广泛研究了合金的高温低周疲劳。U720 合金还用于铸件。U720 合金比 U700 合金具有更高的拉伸性能，合适的坯料锻造和热处理工艺使得该合金适于制作涡轮盘。对两个合金合适的四阶热处理制度已被采用，Sczerzenie 和 Maurer（1984）研究了不同热处理对显微组织和性能的影响。

Astroloy：合金约含 43Vol%γ′相，与 U700 合金相似，可以采用钢锭挤压成坯再锻造，但更有意义的是采用热等静压制作涡轮盘。成分控制不当易形成 σ 相，高合金化

使合金锻造和淬火裂纹敏感。

Inconel718：合金以 Ni—Fe—Cr 为基体和主要以体心六方的 γ''相强化，同时也有 γ'相沉淀强化，γ''相通常是 γ'相的体积分数的 2—4 倍。γ'相量与铝含量成正比。合金在650℃具有良好的强度，在 700℃以上 γ''相向 δ 相转变，这种转变开始缓慢，但在 850—950℃进行很快。脆性 Laves 相在 900—1000℃形成。这两种变化都损害性能，合金在腐蚀环境下，受蠕变和疲劳应力作用裂纹快速扩展而损伤，比不含铁的合金更严重。合金主要用于变形形式，也可固化粉末成型具有更均匀的显微组织和良好的焊接性，同样用于铸造形式，如大型机匣。

René95：尽管合金含有 3.5wt%Nb，但合金的铝含量足以保证强化相仍是 γ'相。开始作为涡轮盘材料，采用热等静压固化粉末或挤压成型，随后锻造，晶粒尺寸 5μm，粉末冶金产品可以超塑性变形，经热处理后比普通变形合金具有更高的 650℃强度和塑性。见表 14-11。

表 14-11 René95 合金普通铸锭和粉末冶金工艺涡轮盘 650℃性能比较

	铸锭，锻造[a]	粉末挤压和锻造[b]
晶粒尺寸（μm）	150	5
抗拉强度（MPa）	1250	1500
0.2%屈服强度（MPa）	925	1140
延伸率（%）	9.0	12.4

[a]1h/1220℃/air cool + 1h/1120℃/air cool + 8h/760℃/air cool;

[b]1h/1120℃/air cool + 8h/760℃/air cool.

·p.681·

Nimonic91 和 101：合金的高铬含量改善了抗腐蚀性，这是工业燃气涡 轮所要求的，铌的加入使高温强度分别保持在 Nimonic90 和 Nimonic105 的水平。

MA754：从本质上这是一种镍铬为基，单独加入三氧化二铱颗粒弥散强化的合金，三氧化二铱颗粒尺寸约为 14μm，通过挤压和控制热加工获得择优取向的、晶粒长宽比为 10 的显微组织。合金轴向的 1000℃以上的高蠕变强度和低弹性模量使之适于制作导向叶片。

MA6000：合金的三氧化二铱弥散强化和补充的 γ'相沉淀强化使合金在很宽的温度范围内具有良好的蠕变强度。高达 15 以上的晶粒长宽比使之充分发挥弥散强化的优点。

14.6.3 铸造合金

40 年代燃气涡轮转子叶片的精密铸件用于美国早期的发动机，这主要是便宜的钴基合金的生产工艺所致（见 14.7 节）。后来，由于钴的供应受到限制，而变形镍基合金的高温性能优异，因此选用变形镍基合金。当变形合金的发展接近其极限时，注意力又转向铸造合金。镍基铸造合金达到了最高的蠕变和持久强度。大气下冶炼和浇铸限制了合金能够含有的活性元素的含量，因为成分难以控制和浇注中混入氧化物夹杂，真空冶炼和浇铸克服了这些问题，开发了许多含高 γ'相和 γ''相的合金，另一推动铸件发展的动力是铸造叶片易于形成空气冷却的通道。

14.6.3.1 成分和显微组织

真空冶炼合金开始在常规的变形合金中提高铝、钛含量，后来加入铌和钽。为了更高体积分数的沉淀相，通常降低铬含量。增加钨含量以补充固溶强化。高温强度的提高导致断裂塑性的降低，但加入 1—2wt%Hf 可以大大改善。用于涡轮转子叶片的真空冶炼和铸造的典型合金的成分列于表 14-5 的Ⅲ组。这些合金广泛用于普通多晶铸件，但通常也适于定向凝固生成柱状晶。为生长单晶叶片，无须加入碳、硼、锆、铪这些控制晶界组织的元素，因为这些元素使合金不能在足够高的温度下固溶处理，以完全溶解γ′相，同时不引起初熔，以保证充分发挥合金的蠕变性能潜力。

·p.682·

表 14－5 中Ⅲ组的合金大部分是真空铸造合金，其中除涉及早期的变形合金以外，还有许多合金也用于大气下浇注，制作就强度和整体上来讲所谓的非关键部件。

14.6.3.2 力学性能和应用

表 14-12 列出这些铸造合金的拉伸性能，表 14-13 列出合金的持久性能，这些性能只能是代表性的，因为铸造条件（熔化温度、模温、模壳材料等）影响晶粒度和显微组织，而相对复杂的热处理可以获得强度与塑性的最佳匹配。现对合金简要说明如下：

表 14-12 铸造镍基高温合金的拉伸性能

合金	温度（℃）														
	20			650			760			870			980		
	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
In 713	850	740	8	870	720	7	940	745	6	725	495	14	470	305	20
IN 738LC	1035	895	7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
IN 100	1015	850	9	1110	890	6	1070	860	7	885	695	6	565	370	6
IN 939	1050	800	5	985	695	7	915	635	7	640	400	18	325	205	25
René 80	1030	855	5	1030	725	8	995	720	10	705	530	12	-	-	-
MarM 006	1105	860	6	1070	860	7	1070	860	7	860	550	10	565	345	14
Mar M 009	1035	825	5	1070	825	5	1035	860	5	825	550	7	540	345	10
M 22	730	685	6	835	765	5	910	775	5	885	675	5	545	360	6
B 1900	975	830	8	1015	925	6	955	810	4	795	695	4	550	415	7

·p.683·

In713：该合金是一般用途的真空铸造合金，其高温强度与变形合金 Nimonic115 相当，合金约含 60Vol%γ′相，应严格控制成分以避免σ相析出，不能认为合金是可焊的，低碳型（0.05wt%C）合金改善可铸性，适于复杂铸件，如整体转子。

表 14-13　铸造镍基高温合金不同温度下 1000h 的持久强度

合金	温度（℃）			
	760	870	980	1090
IN 713	450	195	90	-
IN 738 LC	-	-	85	-
IN 100	515	255	105	-
IN 939	425	195	60	-
René 80	-	240	105	-
MarM 006	585	305	125	-
MarM 009	585	305	125	-
M 22	545	285	130	40
B 1900	-	255	105	35

In738LC：合金的高铬使之比 In713 合金具有较好的抗热腐蚀性，高钼、钨、钽和铌的总量保持了合金的高温强度，但须注意防止 σ 相。

In100：合金的高铝、钛和含量形成 70vol% γ′ 相，而低铬含量削弱了合金抗氧化性和抗热腐蚀性，因此，通常须涂层；合金有 σ 相，尤其在 840—925℃温度内；不可焊；尽管有这些缺点，但还是一个广泛应用的合金。

In939：高的铬含量使其抗腐蚀性优于 In713 和 In100 合金。

René 80：在成分上与 In100 相似，具有类似的特征，采用定向凝固工艺已制成柱状晶或单晶涡轮叶片。

Mar-M006：这是第一个加铪的合金，其原型是 Mar-M246 合金。铪的加入防止柱状晶铸件冷却过程中晶间裂纹的产生，从而改善了塑性，同时也改善了抗氧化性。

MarM009（MarM200 + Hf）：合金中高钨含量使之具有较好强度和可铸性，作为涡轮叶片材料，高比重（8.6g/cm^3，不含钨合金只 8.0g/cm^3）是缺点。其用于定向凝固，图 14-14 示出蠕变性能的改善。

M22：以钽代铌和高的钨含量使合金具有好的高温强度，尽管铬含量低，但高铝含量使合金有良好抗热腐蚀性，8.6g/cm^3 的高比重是缺点。

B1900：合金不含钨而保持了良好的高温强度，有很好的可铸性，但不可焊，防护涂层保持足够的抗热腐蚀性。

14.7　钴基高温合金

在发展航空燃气涡轮的初期，钴基合金在美国使用中起了重要作用，这开始于 HS21 合金制作航空增压器的涡轮叶片，该合金由牙用铸造合金 Vitallium 改型而来，碳含量的降低改善了塑性，该合金可制作涡轮叶片和导向叶片，而变形钴基合金 S816 在此时用于类似部件。近年来，铸造和变形钴基合金的高温强度得到明显改善，但由于不能与 γ′ 相强化的镍基合金的蠕变性能相竞争，以及钴的价格和供应的不稳定，这类合金在燃气涡轮中的应用限于在那些必须发挥其突出优点的领域，例如其优异的可铸性和焊接性。Sullivan 等（1970）对钴基高温合金作了有意义的评价，Betteridge（1982）作了

更新的简要总评。

·p.684·

14.7.1 成分和显微组织

钴基高温合金的显微组织是由面心立方固溶体组成，其中含20—30wt% Cr以保证抗氧化性和抗热腐蚀性，合金主要以钨强化，同时也加入少量的其它难熔元素钼、铌和钽。镍含量通常为10wt%—25wt%，以稳定面心立方基体和抑制钴的六方密排同素异型体的形成。

合金以形成较活性金属的碳化物进行沉淀强化，变形合金的碳含量限在0.05wt%—0.15wt%，以保持足够的塑性，而铸造合金的碳含量可以从0.3wt%到0.8wt%，甚至到1wt%，以充分发挥强化作用，即使损失一定的塑性。碳化物以复杂固溶体形式存在，一种是以铬为主的M_7C_3和$M_{23}C_6$型碳化物，其中铬部分地被难熔金属替代；一种是以难熔金属为主的MC和M_6C型碳化物；碳化物的形态及其对强度和塑性的影响主要取决于合金成分、铸造条件和热处理。虽然铸造合金常常铸态使用，但固溶和时效处理可以改善碳化物而获得更好的综合力学性能。碳化物的溶解温度一般高于镍基合金中γ′相的溶解温度，因此钴基合金在1100℃具有优异的强度。使合金脆化的拓朴密排相可能在钴基合金中出现，如同在镍基合金中一样，最常见的是Laves和σ相，它们的出现损害强度和塑性，可以通过严格的控制成分避免或限制这些有害相。变形合金HA188的典型组织示于图14-18。铸造合金HS21经870℃ 24h处理后的组织示于图14-19。

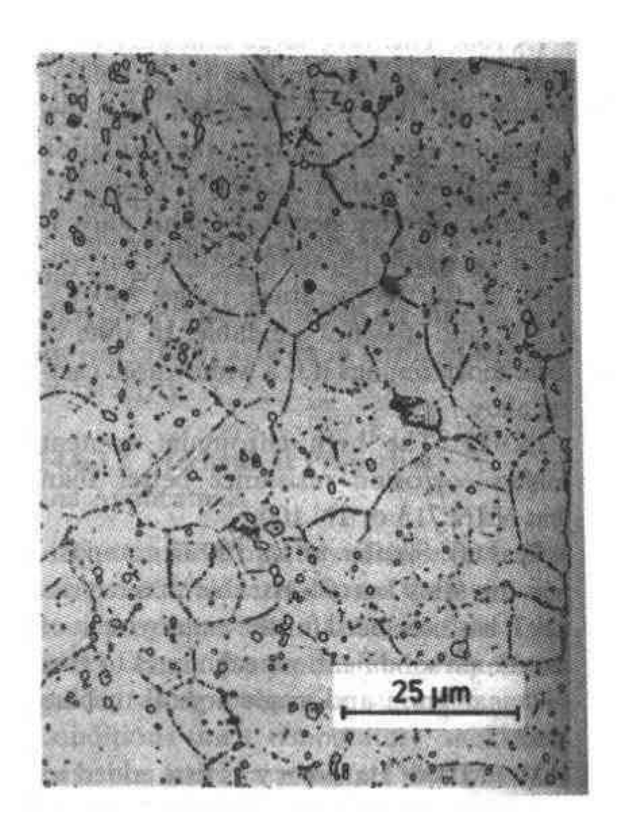


图14-18 HA188合金982℃，200h后的显微组织

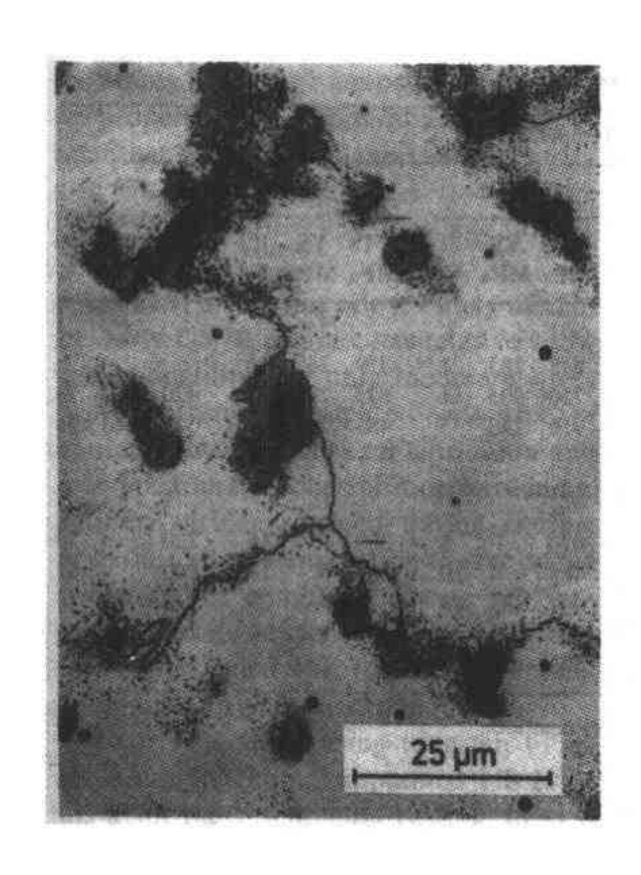


图 14-19　HS21 经 870℃，24h 后的显微组织

·p.685·

典型的变形和铸造钴基合金的成分列于表 14-14。变形合金主要用于燃气涡轮的燃烧系统的关键部位，其抗热腐蚀和热疲劳性能是优势，铸造合金主要用于导向叶片，同样是由于其优异的热疲劳性能。

表 14-14　钴基高温合金的成分

	成分（wt%）钴基								
	Cr	Ni	Fe	Mo	W	Ti	Cb	C	其它
I. 变形合金									
S816	20	20	4	4	4	-	4	0.38	-
HA188	22	22	1.5	-	14	-	-	0.1	0.08La
L605	20	10	-	-	15	-	-	0.1	-
Mar M 918	20	20	-	-	-	-	-	0.05	7.5Ta, 0.1Zr
II. 铸造合金									
HS21	27	3	1	5	-	-	-	0.25	-
X40	25.5	10.5	2	-	7.5	-	-	0.5	0.01B
FSX 414	29.5	10.5	2	-	7	-	-	0.35	0.01B
MarM 509	24	10	-	-	7	0.2	-	0.6	3.5Ta, 0.5Zr
MarM 302	21.5	-	-	-	10	-	-	0.85	9Ta, B, Zr

14.7.2 力学性能和应用

·p.686·

典型合金的拉伸性能列于表14-15，持久性能列于表14-16，合金的详细说明如下。

表14-15 钴基高温合金的拉伸性能

	温度（℃）														
	20			650			760			870			980		
	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (MPa)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
I. 变形合金															
S 816	966	386	30	766	304	25	648	283	21	359242		16	–	–	–
HA 188	960	485	56	740	305	70	710	305	61	635	290	43	420	260	73
L 605	1005	460	64	800	250	59	710	240	35	455	260	12	325	240	35
MarM 918	895	895	48	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
II. 铸造合金															
HS 21	680	–	2	500	–	3	470	–	5	380	–	16	220	–	35
X 40	745	525	9	515	260	12	485	–	10	325	–	16	200	–	31
FSX 414	740	440	11	485	215	15	400	195	18	310	165	23	–	–	–
Mar M 509	785	585	5	560	380	5	600	345	5	350	290	10	205	165	16
Mar M 302	930	690	3	785	485	3	705	450	3	450	290	8	275	165	16

表14-16 钴基高温合金在不同温度下1000h的持久强度

	温度（℃）			
	815	870	980	1095
I. 变形合金				
S 816	124	69	–	–
HA 188	110	70	25	–
L 605	117	72	26	–
Mar M 918	138	76	41	–
II. 铸造合金				
HS 21	98	91	48	–
X 40	138	103	55	–
FSX 414	117	83	34	–
Mar M 509	228	138	90	38
Mar M 302	207	158	76	28

14.7.2.1 变形合金

S 816：合金中加入三个等量的难熔金属钼、钨、铌产生综合固溶强化和复合碳化

物，这主要是 $M_{23}C_6$ 和 M_6C。偶而发现 Laves 相，除早期变形合金用作涡轮叶片和导向叶片外，同样用于铸造型式，铸造合金在 760℃以上具有更高的持久强度。同时还用于高碳的粉末冶金产品，采用液相烧结固化，具有同样的持久强度和改善的塑性。

HA188：合金主要以高钨固溶强化，易形成 Laves 相，其倾向性可通过相计算分析控制（见 14.5.1）。合金主要以 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 碳化物强化。镧和铪的加入改善合金抗氧化性。在板材的生产中采用热机械处理可以获得取向的晶体组织，以改善蠕变性能。板材主要用于燃气涡轮的燃烧系统。

L 605：合金在显微组织上与 HA 188 相似，两个合金的持久性能优于固溶强化的镍基板材合金，优异的可加工性、可焊性和抗腐蚀性使之引人注目。

Mar M 918：合金中以钽代钨，低的碳含量使合金高温强度主要是通过固溶强化获得。其性能与其它钴基板材合金相当。

·p.687·

14.7.2.2 铸造合金

HS 21：这一铸造合金广泛用于美国早期的喷气发动机，与其它现代合金相比具有相对低的拉伸塑性和中等的持久强度。合金以铬和钼固溶强化和铸造冷却过程中形成的碳化物补充强化。部件可铸态使用，而热处理可改善强度。

X 40：在普遍采用的大气冶炼和铸造的条件下，该合金以钨代钼取代了 HS21 合金，成为主要的钴基铸造合金。近来，真空冶炼浇注改善了强度和稳定性。高铬含量使合金有良好抗氧化性和抗热腐蚀性，但是有时还须涂层防护。

FSX 414：该合金在成分上与 X 40 合金很相似，只是铬含量较高，改善了抗腐蚀性。主要用于导向叶片，合金易焊接使得合金使用后可修复，同样在工业燃气轮机中使用良好。

Mar M 509：合金同时加入钨和钽使得合金由稳定的基体和沉淀强化相 $M_{23}C_6$ 和 MC 组成。在缓慢冷却的铸件中发现少量 M_7C_3。一般是铸态使用，合金可以在 1275℃下固溶处理以溶解晶界的 $M_{23}C_6$，而重新析出的 $M_{23}C_6$ 改善了合金塑性和焊接性。合金也可采用粉末冶金工艺制备，采用热等静压固化。

Mar M 302：由于该合金比 Mar M 509 合金铬含量少而钨和钽含量高，因此在铸态下形成大的 MC 颗粒，热处理不能溶解；这两个合金的持久性能优于早期的钴基铸造合金，但拉伸塑性较低。

14.8 耐热合金

在回顾高温高强部件使用合金时，文献必然涉及这种材料的前身，即耐热合金，这类合金主要在氧化、腐蚀而不需较高强度的条件下使用，本节对这类材料作简要说明。

14.8.1 加热炉装备和动力装置

铬含量从 5wt% 至 30wt% 的马氏体和铁素体钢，有时加入铝或硅，即使温度高达 1200℃，仍具有良好的抗氧化性，但其强度极限通常限制了其使用温度不能超过 600℃

（见 11 和 12 章）。为具有一定的高温强度，在低铬钢中加入钨、钼或钒，用于石化工业和蒸汽锅炉管；而同样加入难熔金属强化的高铬钢用于蒸汽涡轮叶片和内燃机阀体。铬含量 25wt%—30wt%的铁素体钢具有非常好的抗氧化性、抗硫化性和抗油灰中钒的影响的能力，合金用于各种加热炉装备，但在高温使用中易生成 σ 相和晶粒长大而脆化。在含 30wt%—35wt% Cr 的钢中加入 5wt%—6wt% Al 可专门适于作电热元件（见 14.8.2 节）。

奥氏体钢通常被认为是更有效的耐热材料，这不仅是由于具有高的抗氧化性，而且还具有较高的强度，较稳定的组织和不易脆化。在实际中应用三种重要类型奥氏体钢：20wt%Cr/10wt% Ni；25wtCr/12wt% Ni 和 25wt.% Cr/20wt% Ni，分别适用于高达 900℃，1000℃和 1150℃温度下工作。第一类钢相似于普通的 18—8 奥氏体钢，主要用作常温和中等温度的抗腐蚀材料，同时也用作 900℃以下的退火箱和炉体部件，作为铸件用于炼油的管座。第二类钢用于变形和铸造两种形式，与第一类用途相似，还用于渗碳炉、盐浴缸体和其它高温部件。第三类钢用于更高温度下；包括蒸汽过热器管座和石化工业的裂解炉管。

通过调整钢的微量成分，尤其是碳含量，可以获得要求的强度和塑性的综合匹配，加入少量钼可以改善抗腐蚀性能，这样的室温拉伸强度下降到 500—750 MPa，而延伸率为 20%—50%。

作为上述奥氏体钢和 14.6.1 节提到的镍基合金 Inconel 600 之间的过渡是 Incoloy 800 合金，以 35wt%Ni，20wt%Cr，45wt%Fe 三元为基。开始用于电热元件的护套。由于合金在 1000℃以下有良好的抗氧化、抗渗碳和抗硫蚀性，可以用于热处理设备和石化设备的裂解炉管、猪尾管和端头。同时还用于核能蒸汽锅炉。原型合金不含沉淀强化元素，偶然用高温合金废料生产这个合金时发现：少量的钛和铝在 550—600℃长期时效可以起 γ′相强化作用，改善了 γ′相溶解温度以下温度的蠕变性能，合金的现行技术条件中规定了钛、铝含量应在 0.15wt%—0.60wt%内。目前，该合金有两个常用的类型，普通型 In 800 合金的碳含量为 0.03wt%，而高碳型 In 800 H 的碳含量为 0.05wt%—0.10wt%，并控制晶粒尺寸。后者具有更高的高温强度，而普通低碳型合金在 350—400℃温度内有更好的抗应力腐蚀能力。合金易焊接，是一种多用途的、具有适度强度的耐热材料，有关材料的特点已在专门的学术会议（Alloy 800，1978）上总结，其性能列于表 14-17。

表 14-17　Incoloy 800 合金的力学性能

温度（℃）	UTS（MPa）	YS（MPa）	El（%）
20	595	250	44
538	510	180	38
650	405	180	51
760	235	150	83
		1000h 持久强度（MPa）	
650		165	
700		110	
760		66	
815		47	

·p.689·

高温装置的许多部件更适于采用铸造工艺制造，在这个领域内，奥氏体铸铁起着主要作用（见第 15 章），通称 Ni—Resist，这一类型的合金成分范围是：13wt%—32wt% Ni，2wt%—6wt%Cr，2.5wt%—3.0wt%C，1wt%—6wt%Si，余为铁。合金可以是正常的片状石墨体，或者经镁处理钢液形成球墨体，后者改善强度和塑性，塑性的球墨体合金的典型性能列于表 14-18。Ni—Resist 铸铁用于 800℃或更高温度工作的炉子部件，如炉栅、链带和内燃机的排气导管和增压涡轮壳体。

表 14-18 球墨体 Ni-Resist 合金的性能

温度（℃）	UTS（MPa）	YS（MPa）	El（%）
20	440	240	7-15
538	250	190	-
625	250	170	-
760	170	110	-
		1000h 持久强度（MPa）	
625		100	-
700		70	
760		40	

14.8.2 电热元件

用于电热元件的材料要求在工作温度下具有足够的抗氧化和抗环境腐蚀性、合适的电阻率和足够的塑性以制成丝和带材。工作温度下的强度不是主要的，因为通常只需承受自身重量产生的应力，但某些合金却受其承受的最高温度所限。最广泛使用的这类合金位于铁—镍—铬三元相图富镍端的奥氏体相区。但一些工业炉可能发生含硫或含碳的腐蚀破坏，通常优先选用低镍高硅合金，除了合金主元素外，微量的稀土元素和其它活性元素能改善表层结合力而延长寿命，尤其在周期性加热的工况下更显示出长寿命。这些合金的成分及其最高工作温度列于表 14-19。

·p.690·

表 14-19 电热合金的成分和性能

	标称成分（wt%）						最高工作温度（℃）	室温电阻率 20℃（μΩ cm）
	Fe	Ni	Cr	Al	Si	其它		
1.	-	Bal	20	-	1.5	Ca 稀土金属	1150	115
2.	Bal	60	16	-	1.5	-	1000	110
3.	Bal	35	20	-	3	-	1000	108
4.	Bal	-	20	5	0.3	Y，稀土金属	1350	137

在 80wt%Ni—20wt%Cr 合金中加入 5wt%Al 可以提高最高工作温度，但是更高温度可以由高铬的 Fe—Cr—Al 合金获得，也列入表 14-19 中。不含钇的这类合金在高温下由严重脆性和低强度而损害。含钇合金因限制晶粒长大而保持塑性。

在更高的温度可以使用陶瓷电阻器；为专门的小规模应用，例如实验室加热炉可以使用铂合金元件，Pt—20wt%Ir。难熔金属，通常是钼或钨可用于真空和惰性气氛下。

14.8.3 耐热耐磨合金

很久以来就知道钴铬合金具有抗氧化性和抗热腐蚀性，实际应用中，出于经济性，则优先选用镍铬合金。然而，加入碳和钼或者钨可以提高硬度并保持在高温下。这类合金如著名的 St ellite 合金广泛用于切割工具和熔敷硬面材料。在 700—800℃下有良好的耐铅盐腐蚀性使得该合金作为熔敷涂层用于活塞式航空发动机的阀座。商用合金的成分范围是：25wt%—35wt% Cr，3wt%—15wt% W，1wt%—3wt% C，余为钴。调整碳和钨的含量可获得要求的硬度和冲击韧性的综合性能。对切割工具和耐磨涂层两者来说，高硬度并能保持到高温是重要的。图 14-20 示出 Co—Cr—W 合金的这一突出优点。

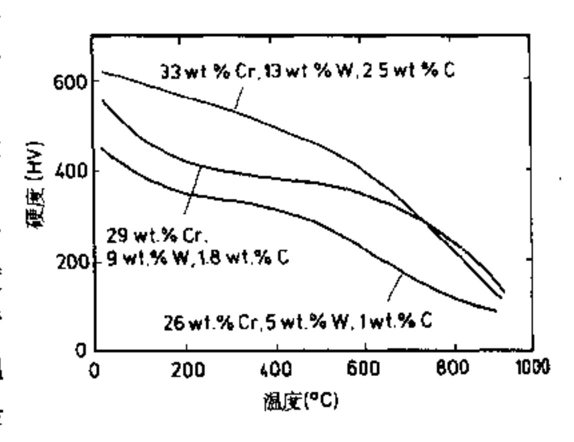


图 14-20 Co—Cr—硬面合金的硬度与温度的关系

·p.691·

一种称作 Tribaloy 的系列合金以钼代钨，具有类似的特征和用途。其硬度是依靠 Laves 相的析出，而不是碳化物。合金的成分范围是 50wt%—65wt% Co，28wt%—35wt% Mo，8wt%—17wt% Cr 和 2wt%—3wt% Si。

作为冶金工业的炉子部件和相关设备要求一定的强度、良好抗氧化性、抗腐蚀性和耐磨性。钴—铬—铁合金引入关注，表 14-20 列出两个合金，该合金成分简单可用于铸态或锻态，而含铌合金只用于铸态，两个合金都有决定高温强度的双相组织，UMCo51 合金还有稳定的碳化铌相，同样提高强度。表 14-21 列出合金 1000h 的持久强度，强度与碳含量有关，同样影响硬度，两个合金到 1200℃的抗氧化性与 25Cr/20Ni 奥氏体钢相类似。UMCo50 与 UMCo51 相比，抗氧化性几乎无差别，这些合金用于冶金炉部件，如滑动垫块，导轨、炉辊和底座，热处理炉的料盘、底板，盐浴炉缸体和挤压模具。

表 14-20 钴基耐磨合金的成分和硬度

	成分（wt%）					硬度范围 (HV)
	Co	Cr	C	Cb	Fe	
UMCo50	50	28	0.1	–	Bal	250—350
UMCo51	50	28	0.3	2.1	Bal	280—350

表 14-21 钴基耐磨合金不同温度下 1000h 的持久强度

	温度（℃）		
	800	900	1000
UMCo50	47	18	12
UMCo51	108	53	41

14.9 商标名称和生产商

许多合金由下列公司注册商标名称

镍公司	Incoloy，Inconel， Nimonic，MA， Ni – Resist
钴公司	Hastelloy，Stellite，
西屋公司	Discaloy，
联合飞机公司	Waspaloy，
特殊金属公司	Udimet，
通用电气公司	René，
马丁马力塔公司	Mar M
联合米尼尔公司	UMCo，

14.10 参 考 文 献

Allen，N. P.（1952）. *Iron. Steel Inst. Spec. Rep*. 43，1—10.

Alloy 800（1978）：Betteridge. W.，Krefeld. R.，Kröckel. H.，Lloyd. S. J.，Van der Voorde. M.（Eds.）. Amsterdam：North Holland Publishing Co.

Bailey，R. W.（1935）. *Proc. Inst. Mech. Eng*. 131，131—269.

Benjamin.，J. S.（1970）. *Metall. Trans*. 1，2943—2951.

Betteridge，W.（1982）. *Cobalt and its Alloys*. Chichester（UK）：Horwood.

Bollenrath，F.，Cornelius，H.，Bungardt. W.（1938），*Metallwirtschaft* 1，755—757.

Bressers，J.（1987）. in：*High Temperature Alloys – their Exploitable Potential*. London：Elsevier，pp. 385—410.

Chevenard，P.（1922）. *Comptes Rendus* 175，486—489.

Cook，R. H.，Skelton. R. P.（1974），*Int. Met. Rev*. 19，199—222.

Decker，R. F.，Rowe，J. P.，Freeman，J. W.（1957），*NACA Tech. Note* 4049. Washington（DC）：Federal Duplicating Service，Library of Congress，p. 34.

Decker，R. F.（1969），in：*Symposium on Steel Strengthening Mechanisms*，Zurich：Climax Molybdenum Co.，pp. 147—170.

Dickenson，J. H. S.（1922），*J. Iron Steel Inst*. 106，103—154.

Erickson，J. S.，Sullivan，C. P.，VerSnyder，F. L.（1974），in：*High Temperature Materials in Gas Turbines*. Sahm，P. R.，Speidel，M. O.（Eds.），Amsterdam：Elsevier，pp. 315—343.

Fell. E. A.（1961），*Metallurgia* 63，157—166.

Gessinger，G. H.（1984），*Powder Metallurgy of Superalloys*，London：Butterworth.

Glenny，R. J. E.（1961），*Met. Rev*. 6，387—465.

Gow，J. T.，Harder，J. E.（1942），*Trans. AIME* 30，855.

Hales，R.（1983），in：*Fatigue at High Temperature*，Skelton，R. P.（Ed.）. London：Elsevier，63—96.

Harris，G. T.，Bailey，W. H.（1952）. *Iron Steel Inst. Spec. Rep*. 43，60—67.

Holt. R. T.，Wallace. W.（1976），*Int. Metals Rev*. 21，1—24.

Kubaschewski，O.，Alcock，C. B.（1979），*Metallurgical Thermochemistry*，Oxford：Pergamon.

Paris，P. C.，Erdogan，F.（1963），*Trans. ASME D* 85，528—534.

Pfeil，L. B.（1940），UK Patent 583 162.

Richie, R. O. (1977), *Met. Sci.* 11, 368—381.

Roberson, E. C. (1951), *The Industrial Gas Turbine*, London: Temple Press.

Sczerzenie, F. E., Maurer, G. E. (1984), in: *Superalloys* 1984, Gell, M., Kortovitch, C. S., Bricknell, R. H., Kent, W. B., Radavich, J. F. (Eds.). New York: Met. Soc. AIME, pp. 573—582.

Sullivan, C. P., Donachie, M. J., Morral, F. R. (1970). *Cobalt - Base Superalloys*, Brussels: Centred' Information du Cobalt.

Turner, F. (1981), in: *Developments in Gas Turbine Materials*, Meetham, G. W. (Ed.). London: Applied Science Publishers, pp. 177—205.

Wareing, J. (1983), in: *Fatigue at High Temperature*, Skelton, R. P. (Ed.). London: Applied Science Publishers, pp. 135—185.

Wells, C. H., Sullivan, C. P. (1967), *Trans. ASM* 60. 217—222.

Wells, C. H., Sullivan, C. P. (1968), *Trans. ASM* 61. 149—155.

Whittle, F. (1930), UK Patent 347 206.

Woodyatt, L. R., Sims, C. T., Beattie, H. J. (1966). *Trans. AIME* 236, 519—527.

一般阅读资料

Betteridge, W., Heslop, J. (Eds.) (1974), *The Nimonic Alloys*, 2nd. ed. London: Arnold.

Coutsouradis, D., Felix, P., Fischmeister. H., Habraken, L., Lindblom, Y., Speidel, M. O. (Eds.) (1978), *High Temperature Alloys for Gas Turbines*. London: Applied Science Publishers.

High Temperature Technology, Quarterly Periodical. Guildford (UK), Butterworth.

Kofstad. P. (1966), *High Temperature Oxidation of Metals*. New York: Wiley.

Marriott, J. B., Merz, M., Nihoul, J., Ward, J. (Eds.) (1987), *High Temperature Alloys – their Exploitable Potential*. London: Elsevier.

Meetham, G. W. (Ed.) (1981), *Developments in Gas Turbine Materials*. London: Applied Science Publishers.

Sims, C. T., Stoloff, N. S., Hagel, W. C. (Eds.) (1987), *Superalloys II*. New York: Wiley.

Tien, J. K., Caulfield, T. (Eds.) (1989), *Superalloys, Supercomposites and Superceramics*. New York, Academic Press.

15 铸　　铁

Roy Elliott

Materials Science Centre, University of Manchester, Manchester, U.K.

（赵量　译）

目录

符号与缩语表

a, c	晶格轴
K_{IC}	断裂韧性
M_S	马氏体转变开始温度
S_C	饱和度
T_E	平衡共晶温度
T_F	铁素体形成温度
T_L	液相线温度
T_P	共析形成温度
T_S	凝固温度

ΔT	过冷
AC	空冷
ADI	等温淬火延性铁
BS	英国标准
CEV	碳当量值
FC	炉冷
HB	布氏硬度
RE	稀土金属
TC	总碳含量

·p.696·

15.1 引　　言

铸铁或铁给现代设计工程师提供了一类低成本，而且具有独特综合工程性能的铸造合金。铸铁是一种铁基合金，它含有较多的碳、硅、锰、硫和磷元素，少量或微量的铝、铋和锑等元素，以及为控制基体组织添加的如钼、铜、镍和锡元素，和用来控制石墨形态的镁、铈和钛元素。图 15-1 示出了在非合金铸铁类不同成员之间的关系。图 15-2 对比了铸铁和钢中碳和硅的成分范围。在铸铁中碳（2wt%—4wt%）和硅（1wt%—3wt%）含量都比在钢中高。图 15-3 中的相图表示 Fe—Fe_3C 和 Fe 石墨相平衡，以及硅对 Fe 石墨相图的影响。铁的凝固温度比钢低，因而有较好的流动性，并与

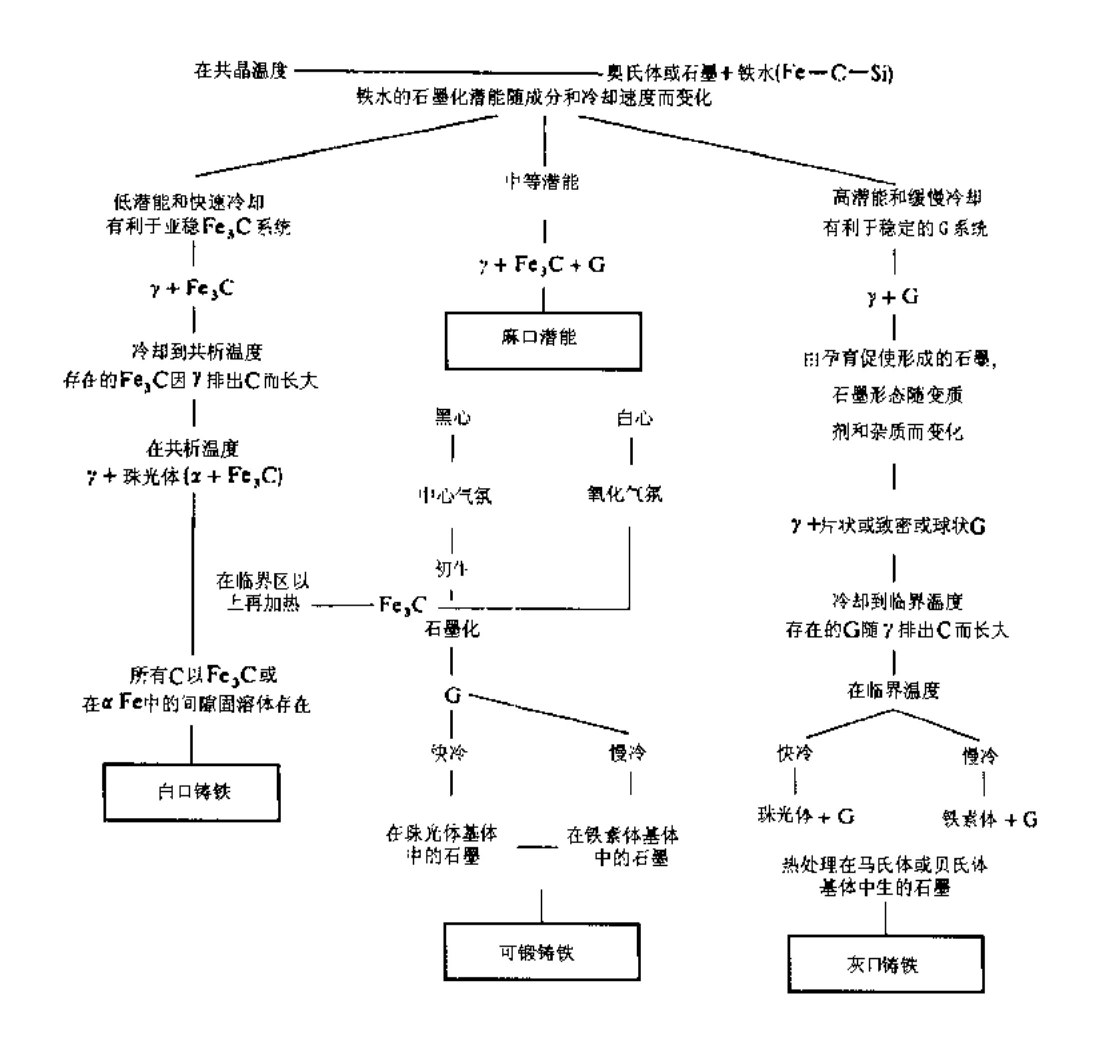


图 15-1　铸铁系列：γ＝奥氏体；α＝铁素体；G＝石墨

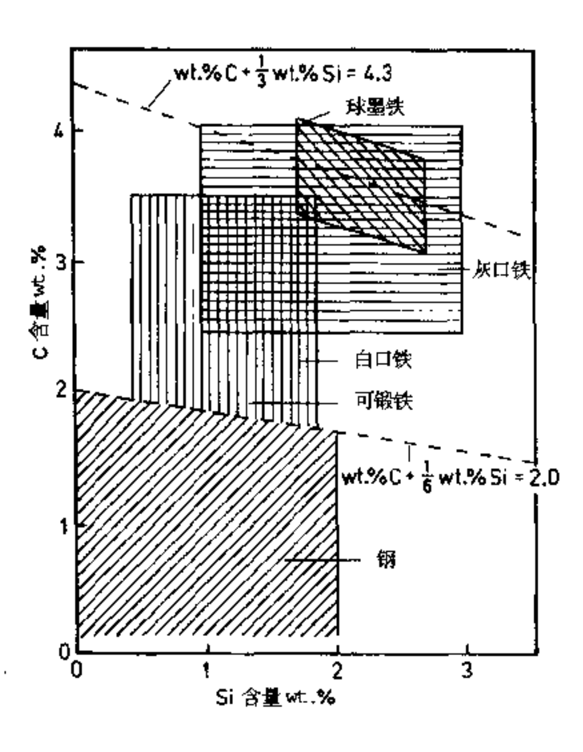


图 15-2　各种铸铁和钢 C 和 Si 的成分范围

铸模材料的反应较小。这些特性使之具有可铸造性，并能以较低的成本浇注出复杂形状的铸件。

·p.697·

铁的显微组织和性能也与钢有差别。在凝固过程因共晶反应，过量的碳或以热力学稳定的石墨相析出（灰口铁），或以亚稳的渗碳体相析出（白口铁）。液体的性质（也即主要由成分决定的石墨化潜能）及其处理（也即归因于孕育和冷却速度）决定碳析出的性状，如图 15-1 所示。的确，孕育在铸铁生产中是最重要的工序之一。它使薄截面减少产生激冷的可能性，消除原材料和熔炼操作变化的影响，并在最终包中处理时得到球墨铸铁。在共晶反应中析出的碳会产生钢所没有的性能。碳化物助长硬度和耐磨性。石墨赋予切削加工性、耐磨性、阻尼和导热性。共晶反应中的第二相是奥氏体。这一基体相在冷却过程会残留下来，或者转变成不同的组织，视存在的合金元素和冷却速度而定。但在钢中，碳含量决定热处理温度，图 15-3 表明，铁的含硅量对确定临界温度范围非常重要。

铁的力学性能主要由基体决定。最通常的基体组织是：

(a) 铁素体。这是一种很稀的 Fe—C 固溶体，其中溶有适量硅和少量锰、铜和镍。它比较软，有延性，容易切削加工。铁素体基体可以在铸态生成，但常常需要退火来消除微量的珠光体或碳化物。

(b) 珠光体。这一组织的名称源自在光学显微镜下的珍珠形貌，它是铁素体和 Fe_3C 的混合体。它是通过奥氏体的共析分解而形成的。它具有高的强度、好的切削加工性、中等的韧性，而相对较硬。添加少量锡和铜促使生成珠光体。珠光体的碳含量在钢中为 0.8%，在铁中随成分和冷却速度而变化，在高硅铁中，珠光体的碳含量可低至 0.5%。

(c) 贝氏体。这一组织可以用热摇出法在合金铁中铸态生成，它被称作针状铁，或更可靠地通过等温淬火热处理（见 15.2.2.6 节）生成。对这些合金的兴趣迅速增长，因为成本低，特别在汽车工程应用很适宜。

·p.698·

(d) 奥氏体。为了能在冷却过程中保留这种相，必须含高的合金元素。它赋予良好的耐热和耐蚀性以及无磁性。它具有良好的韧性，达至 800℃仍有高的耐蠕变和蠕变应力破断性能。

大多数铸造合金有成分规定。然而，对许多铸铁来说，这是不可能的，因为如图



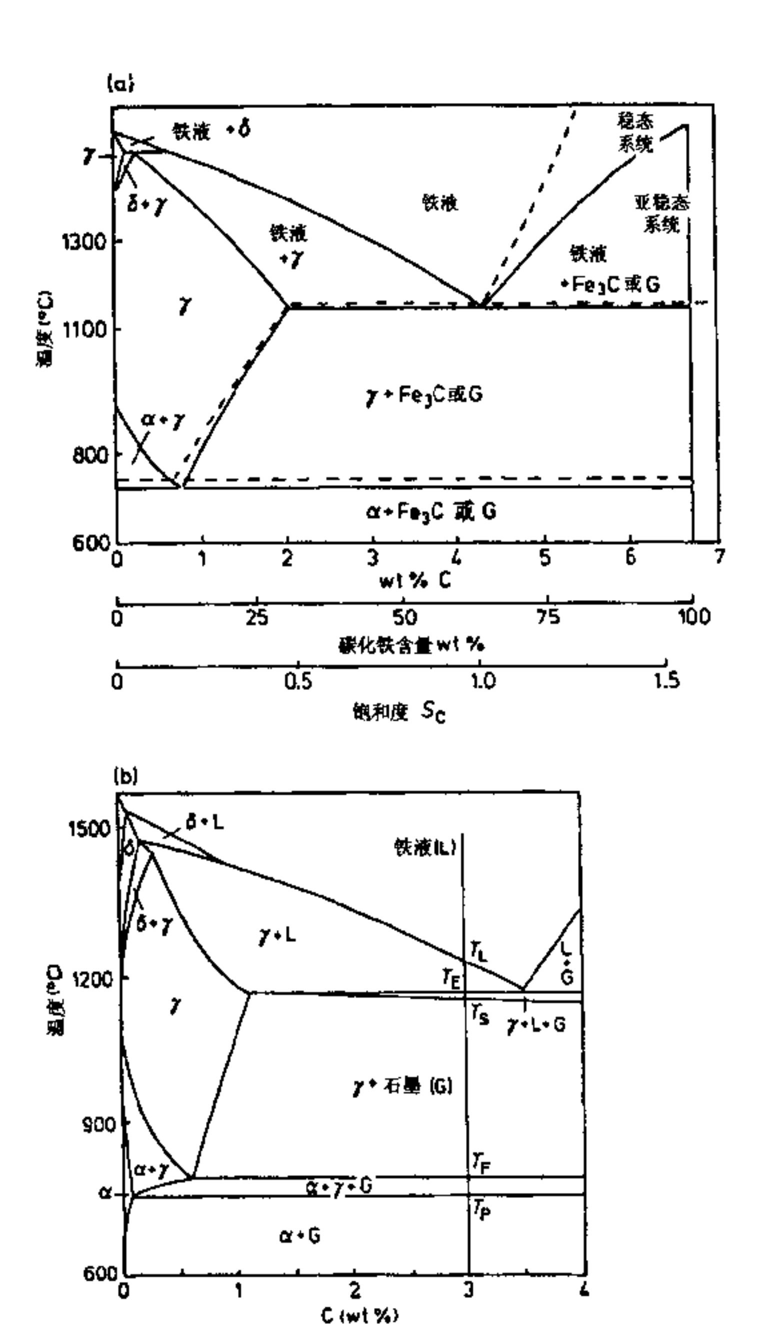


图 15-3 (a) 稳态 (Fe 石墨) (虚心) 和亚稳态 (Fe—Fe_3C) 相图

(b) 2.5wt%Si 对稳态 (Fe 石墨) 相图的影响

15-2 所示，各种类型的铸铁的成分是重叠的。一种特殊类型铸铁的组织，以至性能与凝固条件有关。因此，大多数铸铁标准，尤其是那些通用铸铁，对一定断面尺寸规定了力学性能。因而必须确定铸件合适的断面尺寸，以便选择某个铸铁标准。

鉴于成分是个可变量，铸造工人要想得到所需的性能，必须控制熔炼和浇注工序。对特殊用途的高合金铁，成分作了规定，其成分范围被用来控制特殊元素的影响。各种元素，包括硫和磷，都归入这一类。

·p.699·

15.2 通用铸铁

这些铸铁占铸造合金的最大部分，并按石墨形态可分成片状石墨铸铁、球状石墨铸铁、可锻铸铁和致密石墨铸铁几类。除了较新的致密和等温淬火（球化）铸铁外，所有类型铸铁都纳入标准，图 15-4 示出了通用铸铁的英国标准。

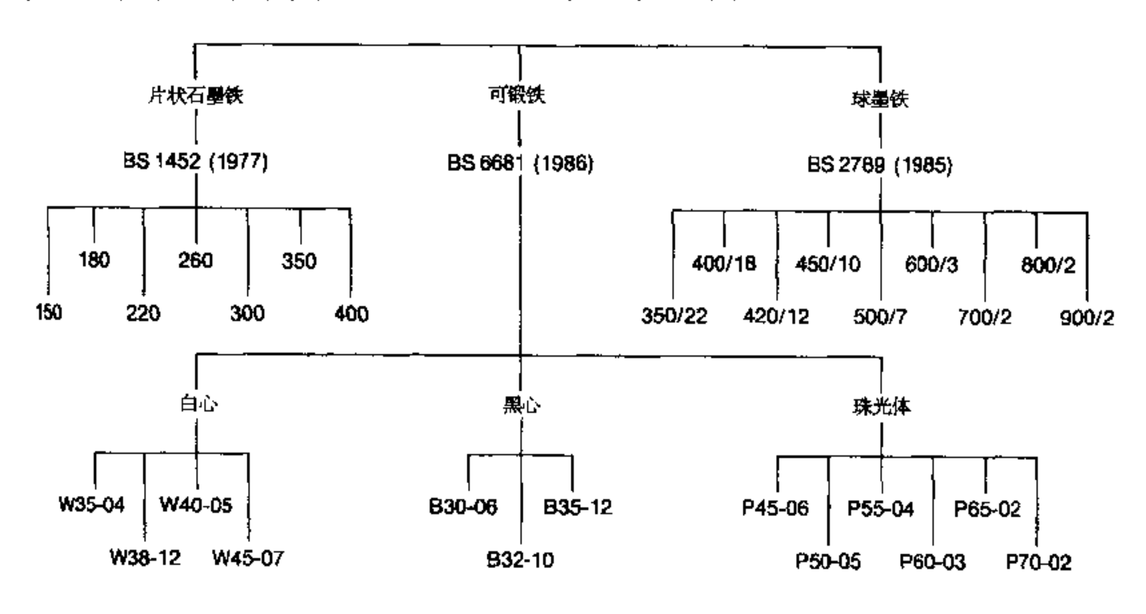


图 15-4 通用铸铁的英国标准

15.2.1 片状石墨灰口铁

尽管在过去 20 年这类灰口铁的生产量已大大下降，但仍是用得最多的一般工程用铁。它们的普及是基于其很好的铸造性和经济性，加上优异的切削加工性和其它独特性能，如好的导热性。片状石墨铁的某些性能列于表 15-1。

15.2.1.1 冶金学

了解片状石墨铁的冶金知识，对成功生产石墨铁是非常重要的。

15.2.1.2 成分

在所有灰口铁中，五个主要元素是碳、硅、锰、磷和硫。表 15-2 中给出了低和高级片状石墨铁的典型成分。此表还列入了碳当量值（CEV）。这一量值表示主要元素对铁凝固的综合影响。它代表碳的影响加上其它元素（通常是硅和磷）以当量碳作用表示的影响。CEV 是用以下经验公式之一计算的：

$$CEV = wt\%C + 1/3wt\%Si \tag{15-1}$$

$$CEV = wt\%C + 1/3\ (wt\%Si + wt\%P) \tag{15-2}$$

·p.700·

CEV 为 4.3 的铁被认为是共晶铁，其值 < 4.3 是亚共晶铁，而 > 4.3 则是过共晶铁，

表 15-1　通用铸铁的某些性能

设计应力 其它性能	片状石墨铸铁				致密铁	球墨铸铁			等温淬火铁	可锻性						
	Grade 150	Grade 220	Grade 300	Grade 400		Grade 400/18	Grade 500/7	Grade 700/2		Grade W 35－04	Grade W 40－05	Grade B 30－06	Grade B 35－12	Grade P 45－06	Grade P 55－04	Grade P 70－02
抗拉应力(MPa)	38	55	75	100	92－103	129	145	172－236	270	63－81	83－88	102	121	120－144	134－158	257
延伸率(%)					4－2	25－18	15－7	5－2	10－1			6	12			
抗压应力(MPa)	156	229	312	416		152	204	238－322	350－850	93－116	120－140	130	149	172－270	188－233	353
无缺口疲劳应力(MPa)	23	33	45	51	80	63	75	93	130－170	41－51	53－62	58	68	79	88	93
硬度,HB	130－160	160－200	200－250	250－305	140－150	115－140	170－215	250－255	250－500	120－180	125－180	120－140	130－140	140－170	180－190	240－270
杨氏模量(GN/m^2)	100	120	135	145	155－165	169	169	172－176	155－170	176	176	169	169	172	172	176
缺口冲击韧性(J)(20℃)					7－3	15－13	5－2	5－2	8－4			17－13	17－13	10－5	5－2	5－2
断裂韧性,K_{IC}($MN/m^{3/2}$)		20				46	45－37	45－25	100－70			55－35	55－35	50	50－40	50－40
导热率(W/m·K),100/400℃	53－50	50－47	47－44	44－41	41－38	37－36	36－35	31		36－35	36－35	38－36	38－36	36－35	35－34	33－32
泊松比	0.26	0.26	0.26	0.26	0.26	0.275	0.275	0.275	0.275	0.26	0.26	0.26	0.26	0.26	0.26	0.26

片状铁通常是亚共晶铁。铁的强度和等级随 CEV 的下降而升高。力学和物理性能与 CEV 有关。硫对共晶晶胞数和激冷深度有很大影响，必须根据以下方程用锰加以调整：

$$wt\%Mn = 1.7\ (wt\%S)\ + 0.3 \tag{15-3}$$

磷很少是有意加入的，它来自熔炼料中的生铁和废钢铁。它在奥氏体中仅有有限的溶解度，偏聚到将要凝固的液体中。在这些区域形成的磷化物在退火过程不能消除，会引起机械加工困难。磷的存在会使凝固着的区域扩大，能导致产生缩孔。因此，除非为了提高铸造性，通常规定了磷的上限。

铁中总是含有一些少量或微量元素。它们的作用在表 15-3 中介绍。如果要避免这些元素的不良影响，必须仔细掌握好原材料的选择。

表 15-2 低级和高级片状石墨铁的典型成分

品级	CEV	成分（wt%）				
		C	Si	Mn	S	P
G150	4.5	3.1—3.4	2.5—2.8	0.5—0.7	0.15	0.9
G350	3.6	3.1max.	1.6—1.8	0.6—0.8	0.12	0.05

表 15-3 灰口铁中微量元素的影响

元素	促成碳化物（白口）	促成珠光体	影响石墨长大	促成气孔缺陷	受其它元素的影响	起作用的一般值（wt%）	来源
Cr	强	强	无	无	无	0.15	合金钢、铬板
Mo	弱	中	无	无	Cu，Ni	0.2	废钢、精炼生铁
V	强	强	无	无	无	0.05	废钢、某些生铁
B	强	弱	无	无	无	0.001	添加剂、玻璃质搪瓷废钢
Ni	无	弱	无	无	Cu、Mo	0.2	废钢、精炼生铁
Cu	无	中	无	无	Ni，Mo	0.15	Cu 线、有色金属废料
Sn	无	强	无	无	无	0.03	焊料、有色金属废料、添加剂
Sb	无	强	稍微	无	无	0.004	玻璃质搪瓷 锡或铅基轴承
Ti	无	无	有	无	S，N	0.02	废钢、生铁、添加剂
Al	无	无	有	有	H	0.005	孕育剂、废钢、添加剂
Pb	弱	中	有	无	H	0.0005	漆料、易切削钢 焊料、生铁、有色金属
N	无	中	有	有	Ti，Al	0.009	焦炭、渗碳剂、铸模、型芯
H	弱	无	有	有	Al	0.0002	潮湿耐火材料、渗加剂
S	强	弱	有	有	Mn	与 Mn 有关	焦炭、废钢铁

15.2.1.3 凝固

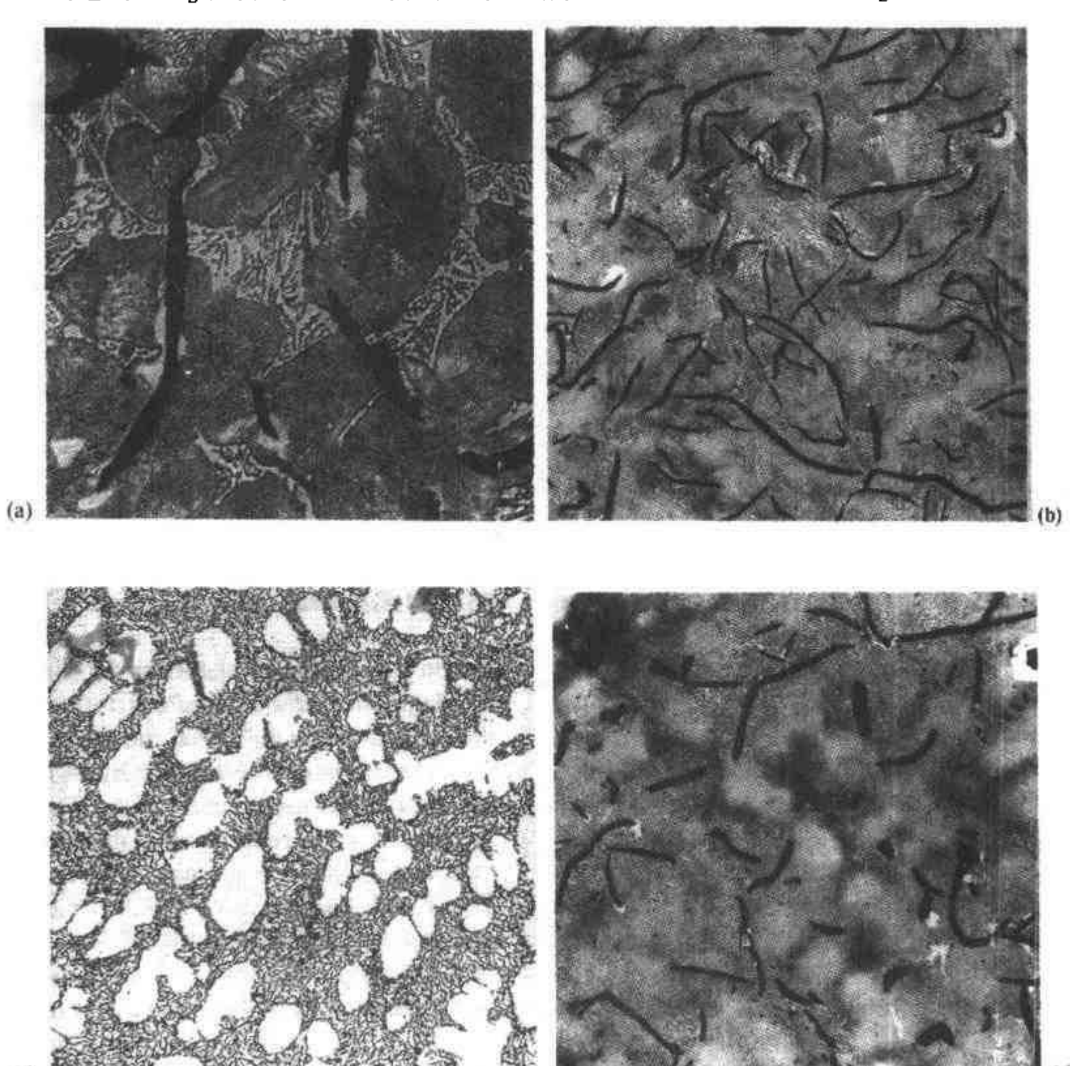
·p.701·

亚共晶片状石墨铁的凝固可以用图 15-3b 中的相图来说明，随着液体从 T_L 温度冷

却到 T_E，初生奥氏体形核并长大成枝晶行列。这种枝晶骨架的形成与 CEV、凝固方式(柱状或等轴)、凝固时间和在液体中存在的少量元素有关。在奥氏体长大过程溶解元素的枝晶间偏析，会使图 15-3（b）上 T_E 到 T_S 温度范围发生的共晶凝固成为液化状态。微量元素会充分地偏析，使液态的石墨化潜能降低，并促进形成共晶碳化物。然而，具有确当石墨化潜能的液态的有效孕育将保证碳以石墨状态析出。Fe-石墨共晶系属于异类共晶合金（Elliott，1983)。一旦石墨在 T_E 以下形核（通常在氧化物或硫化物颗粒上)，共晶晶胞在周围奥氏体枝晶强制的约束范围内，以辐射形式长大。在有硫和氧的时候，石墨就以片状长大。虽然，如图 15-5a 所示的典型显微照片，石墨片看起来好像不连续，实际上它弯曲、扭弯和分岔，使得连续的共晶组织贯穿共晶晶胞。石墨片通过在共晶凝固前沿达至其长大边缘的奥氏体变湿润。石墨片在其六方结晶晶格的密排 a 方向伸长，在 c 方向的长大受到临近奥氏体的阻挡。

·p.704·

当达到了 T_S 温度（图 15-3b)，铁就完全成为固态。随着温度降到 T_S 以下，碳在奥



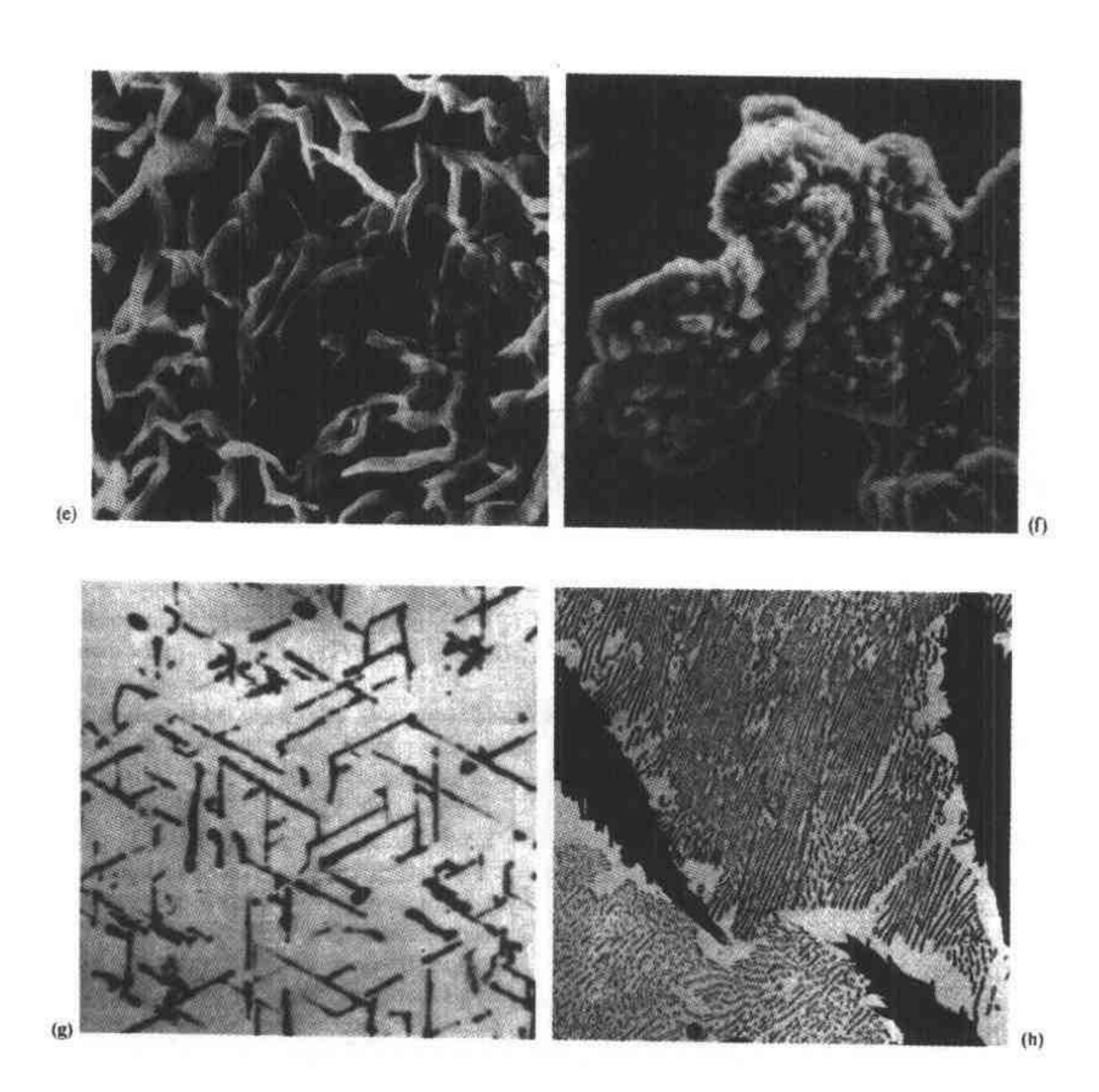


图 15-5 片状石墨灰口铁的典型显微组织。(a) 低品位含磷铁。3.4wt%C，2.4wt%Si，0.5wt%Mn，0.02wt%S，1.0wt%P。在珠光体基体中的 A 类石墨片，在晶胞边界有磷共晶，×300。(b) 高品位片状石墨铁。2.9wt%C，1.5wt%Si，0.70wt%Mn，0.12wt%S，0.05wt%P。在珠光体基体中的 A 类石墨片，×100。(c) 过冷石墨铁。微小过冷的、枝晶间 D 类石墨。这类石墨在快速凝固铁和含钛铁中生成，×100 (Courtesy B.C.I.R.A.)。(d) 致密石墨铁。珠光体基体中的短、厚石墨片，×100 (Courtesy B.C.I.R.A.)。(e) 正常片状石墨铁的扫描电镜显微照片，显示的石墨片是不连接的，常常是分岔的，×200。(f) 致密石墨铁的扫描电镜显微照片，取自含 65ppmN 铁的厚截面，×500 (Courtesy B.C.I.R.A.)。(g) 从潮湿铁包浇注的高硅铁的魏氏石墨 (Courtesy B.C.I.R.A.)。(h) 由被 0.003wt.%Pb 沾污的片状石墨铁制作的大型平衡重物中的乌黑或尖头石墨 (Courtesy B.C.I.R.A.)

氏体中的溶解度减小，抛出的碳沉积在石墨片上，当以很慢的速度冷却到 T_F 以下时，有更多的碳沉积在石墨片上，并且铁素体形核和长大，直到 T_P 温度全部奥氏体已转变成铁素体和石墨。浇铸件的冷却速度远非平衡状态，以致总形成一些珠光体。根据亚稳 $Fe—Fe_3C$ 系统，当奥氏体保留到发生共析转变的 T_P 时就形成珠光体。在冷却时任何抑

制碳扩散的因素，都将增加奥氏体留存和珠光体的形成倾向。快速冷却、粗的石墨组织和合金元素锡、锑、铜和锰都属这一范畴。硅因降低碳在奥氏体中的溶解度，促使形成铁素体。

15.2.1.4 石墨片形态

片状石墨铁的性能与石墨片的形状、尺寸、数量和分布有关。根据 ASTM 标准 A247，石墨片的形态可分成五类，如图 15-6 所示。

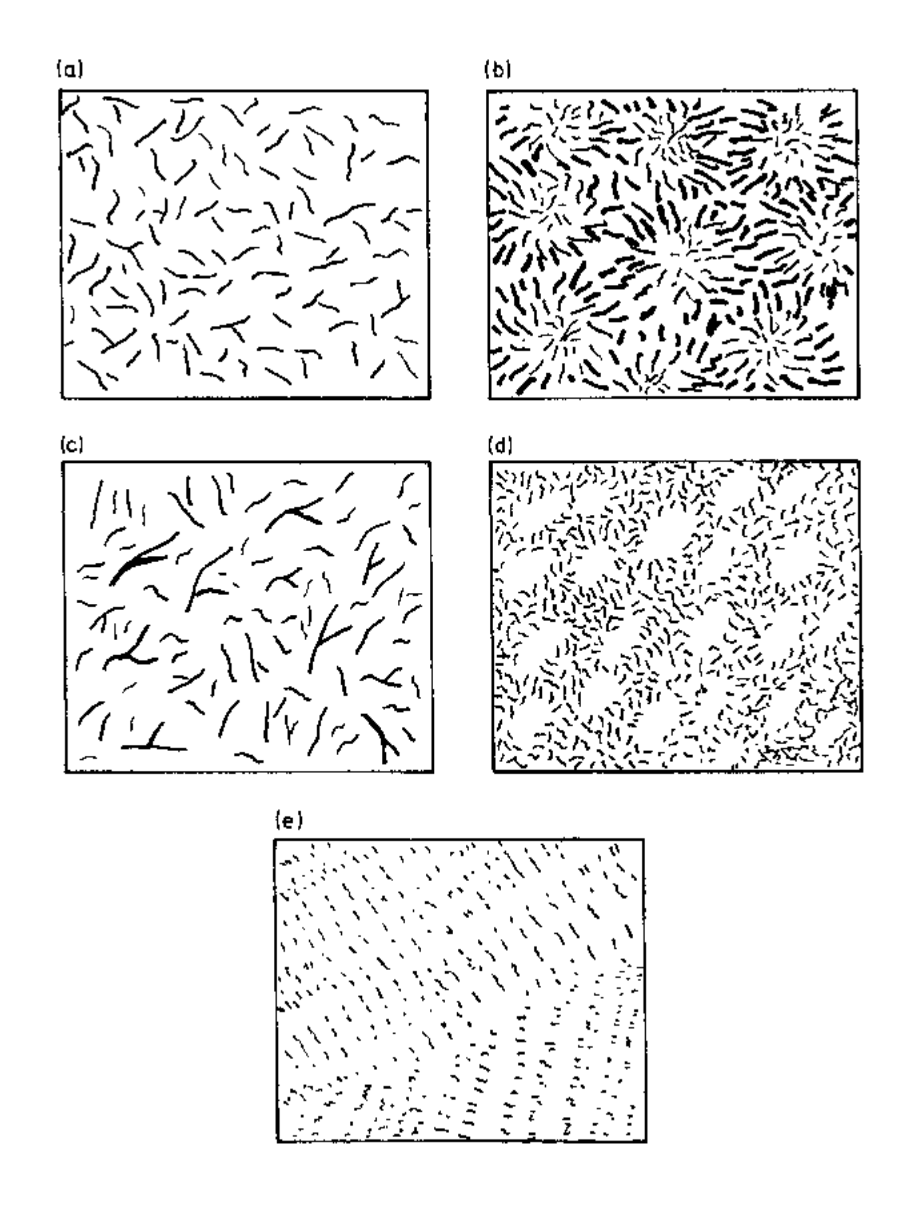


图 15-6 按 ASTM 标准 A247 规定的片状石墨形态 (a) A类，均匀分布，取向无序。(b) B类，玫瑰簇状，取向无序。(c) C类，重叠的片尺寸，取向无序。(d) D类，枝晶间，取向无序。(e) E类，枝晶间，择优取向

A类石墨是一种尺寸均匀，分布和取向无序的片。这种状态对获得优良力学性能是有益的，能促进靠近平衡温度 T_E 共晶凝固的有效孕育，对形成A类石墨是必要的。

·p.705·

B类是一种玫瑰花形。不怎么有效的形核导致较大的共晶晶胞尺寸。在晶胞中心形成细小的片，因为凝固在较低的温度下开始。复辉使共晶长大温度升高并粗化，径向长大的A类石墨片闭合晶胞。

C类分布可在过共晶铁中见到。组织由无序的片和粗的、初生Kish石墨组成。Kish石墨对力学性能是有害的，并使在机加工表面起坑，但是，如果热传导性十分重要，它却是有益的。

D类石墨是枝晶间形成的细的过冷石墨。它在含钛，以及为避免形成白口层保证很高石墨化潜能含多量硅的快冷铁中形成。虽然较小的石墨间距能提高共晶体的强度，但是铁的强度没有预想那样增加。原因是，连续石墨网为裂纹的易于扩展提供了途径；细的石墨组织会引起碳扩散的路程缩短面造成碳沉陷，并在基体中有利于形成铁素体面不是较强的珠光体。

E类和D类相似，只是石墨表现一定的择优取向，它在低ECV的强亚共晶铁中形成，这种铁具有大量初生奥氏体枝晶组织。

在含有某些微量元素时会形成异常的石墨组织，会使铸铁的性能下降。乌黑或尖头石墨片具有不规则的表面，它在大截面铸件或冷速慢的正常铸件的截面中。它们是在有少量氢的情况下由铅污染（0.003wt%）促成（Greenhill，1984）。少量的铝能与湿砂或环境中的水分反应生成氢，在含有铅的情况下就形成异常石墨组织，石墨的另一变态形式是魏氏石墨，在此，细的石墨针或片以规则的形式排列于其它正常石墨片的边缘和端部。一种更异常的形态是筛网石墨，它在含碲时生成。这些形态均示于图15-5。

15.2.1.5 基体组织

许多片状石墨灰口铁，其基体组织从最低品位的全铁素体到较高品位的全珠光体，都是在铸态下使用。偶而，采用硬化和回火、等温淬火或分级淬火来生产最高强度的铁。较通常的处理是退火、正火和消除应力处理。

·p.706·

退火处理主要是通过消除铸态组织的碳化物和珠光体来改善切削加工性。完全退火处理有二个阶段组成。第一阶段是在临界区域（图15-3b中的 T_F-T_P）以上的温度下加热，使碳化物分解和基体均匀化。第二步包括从第一阶段温度通过临界区域冷却到室温，其冷却速度应使溶解中的碳在现存石墨上析出。图15-7示出了不同的退火处理。所采用的退火工艺依据铁的类型而定，而处理的时间和温度随成分、铸件截面、炉子承载能力而定，如果应用感应加热，还要考虑原始组织。当在铸态组织中存在大块碳化物，或急冷白口层时，采用高温石墨化退火。第一阶段温度取900—950℃，使碳化物分解，接着冷却通过临界温度区域，冷速由所需的基体组织来决定，当仅有少量弥散的碳化物存在时，采用中温退火工艺，包括在800和900℃之间保温1h，每25mm横截面增加1h。当不存在碳化物时，第一阶段可以免除，如同亚临界铁素体化退火那样。铁被加热到700—760℃之间，保持1h，每25mm横截面加1h，接着慢冷，直至在铁素体中生成石墨片组织。

正火是铁在临界温度区域保温后在空气中冷却。这种处理用来获得比铸态或退火状

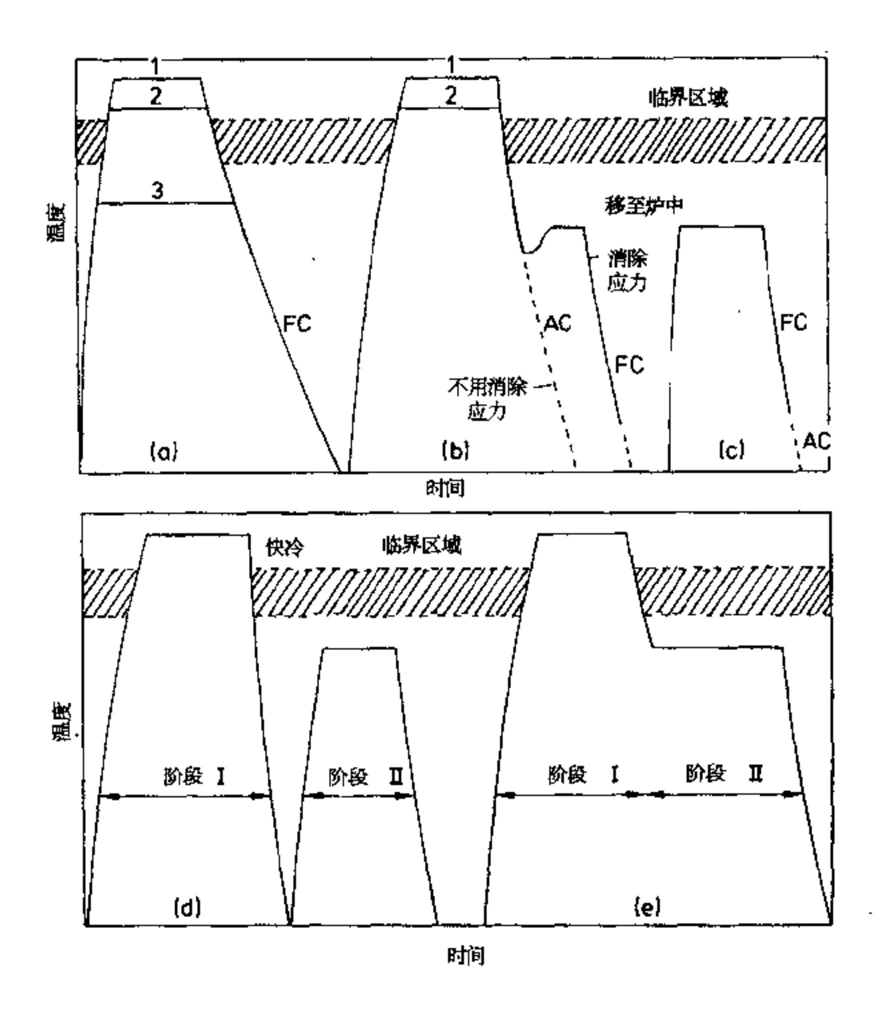


图 15-7 铸铁应用的各种热处理工艺。FC = 炉冷，AC = 空冷。(a) 退火：(1) 高温，碳化物石墨化；(2) 中温，完全退火；(3) 亚临界铁素体化。(b) 正火：(1) 高温，碳化物石墨化；(2) 常用正火。(c) 消除应力。(d) 两步退火。(e) 中断冷却工艺

态要高的强度。将铁加热到 875—900℃，保持 1h，每 25mm 横截面加 1h，然后空冷。·p.707·

消除应力处理是为了排除来自铸件的残余应力。例如，在铸造的离合器板机加工后不能保持 0.1mm 的平整度公差，但是在 620℃、2h 消除应力后就能保持。为消除应力，铸件的温度应当均匀和缓慢地升温到 480—650℃，在此温度范围，铸件可在低应力下塑性变形。它也应均匀地从该温度冷却，以避免应力的再生。温度和时间是主要控制因素。然而，炉子生产能力的经济性和操作费用常常导致在较高温度较短时间进行应力消除。温度不应高到会引起组织变化或构件的强度下降。

其它基体显微组织组分还有磷化物，参看 15.2.1.2 节。它以伪二元共晶 Fe—Fe_3P 或三元共晶 Fe—Fe_3C—Fe_3P 产生石墨共晶晶胞边界。前者更普遍，后者产生在含硅相当低的铁，或含碳化物稳定元素的铁中。MnS 均匀地分布在基体中，这是硫与锰平衡的结果。为提高耐磨性或防止形成氮裂隙而添加钛的铁中，可以观察到钛的碳化物或碳氮化物。

15.2.1.6 断面敏感性

虽然一个铸件的成分可以认为是不变的，但其它因素，如体积/表面积之比及型芯、浇口和冒口的影响会使铸件不同断面的冷却速度发生变化。致使不同的断面具有差异的力学性能。例如，如果温度下降使厚断面通过共析温度区的冷却速度与薄断面相同，则在薄断面会形成更多的铁素体，因为凝固时形成的较细的石墨分布有助于碳在固态下的扩散。基体中含较多的铁素体会降低强度。这一类断面敏感性可在发动机机体中出现。因此，要强调在预测复杂铸件断面的强度时，需要了解各断面的冷却速度。铸造工人和铸件设计者懂得这种断面敏感性是很重要的。设计人员应当弄清楚铸件各断面所需的力学性能以及临界受力断面。然后铸造工人可以选择能达到所需性能的铁的成分。图 15-8 示出不同品位的铁的强度随断面尺寸的变化。BS1452 中引用的最低性能是对 30mm 直径的试棒。一种 30mm 圆棒抗拉强度为 220MPa 的铁表示在等圆断面为 15mm 的铸件具有这一强度，如果等圆断面为 100mm，则强度仅为 147MPa。

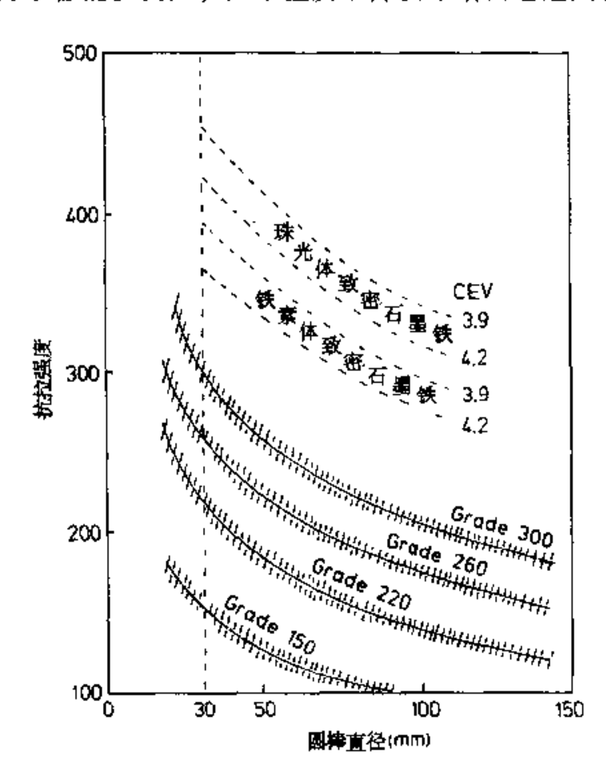


图 15-8 各种品位的片状石墨铁和不同的致密石墨铁的抗拉强度随断面厚度的变化

·p.708·

15.2.1.7 铸造生产

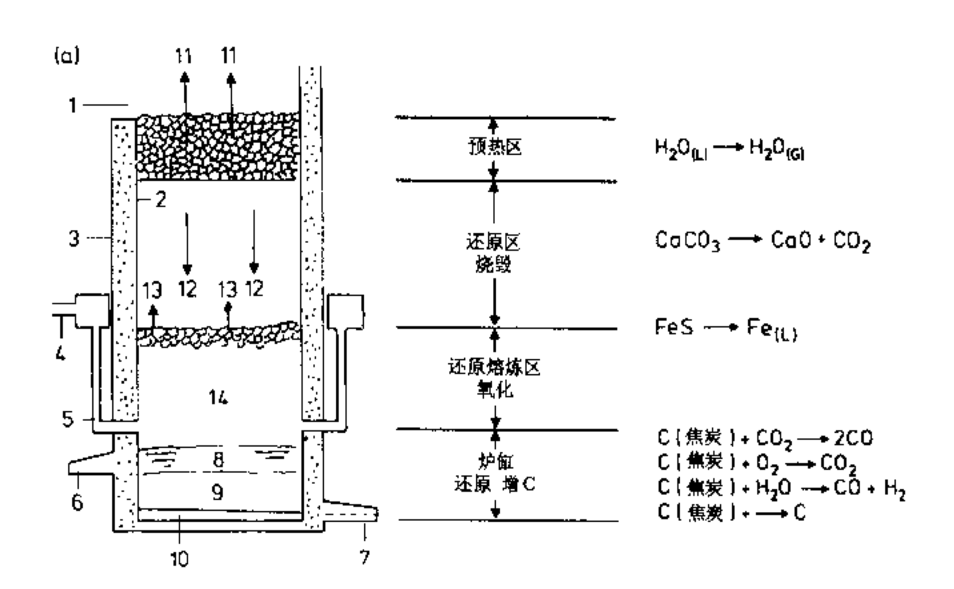
铸造工人的任务是可重复生产出在恒定温度下、选定成分范围的铁水。铁水应具有稳定的石墨潜能（也即基本形核度，通常由白口深度来量度），这样在孕育（对灰口铁）和注入模型后，就能得到尺寸精确，具有所期组织和性能的密实铸件。熔炼方法通常选择化铁炉或电炉。可以单一或双联操作，不存在简单通用的最佳装备，应全面地在技术和经济上评价以便作出正确选择。从电炉和化铁炉熔炼的铁的性能不会是相同的。而通常认为电炉铁更强、更硬、有较大的白口倾向和较难切削加工。假如弄清楚两种熔炼方法不同的冶金作用、所熔炼铁中微量元素含量和基本形核程度，就能避免两者的差别。例如，在电炉熔炼时，全部金属料之间密切接触，但在化铁炉熔炼时仅当熔滴到达炉缸时才接触炉料。未溶解的石墨保留在化铁炉铁水中，使之成为具有固有形核点的不均匀液体。因此，从这一点出发在化铁炉熔炼炉料中生铁的量（石墨的来源）是重要的，但在电炉中熔炼就不那么重要。铸造工人只要认真控制所有炉料，并采用稳定和可再现的

熔炼工艺，就能成功地完成任务。

15.2.1.8　化铁炉熔炼

·p.709·

虽然化铁炉常被认为已过时，它仍然是一种很普及的方法。它以不同的方式操作：酸性或碱性、鼓冷风、分路鼓风、富氧鼓风、鼓热风、可以不用焦炭、间断或连续出铁（Elliott，1988a)。当用大的、热风无衬化铁炉长期作业时最为经济。一般说，它不适合快捷、生产上常变动的场合，因此它多半和电炉串联使用。化铁炉的主要特点示于图15-9a，一个砂子捣固的炉床置于封闭后的炉底门之上。炉膛和熔炼区装焦炭，装到风口以上大约1m高度。底焦用来引燃，炉身交替分层装入铁基料、焦炭和熔剂。允许向底焦鼓风。燃烧的焦炭释放出使空气和燃烧产物的混合物过热的热量，热气体在炉身上升，使炉料加热。随着炉料下落，熔剂和金属料熔化。铁液滴渗滤下落穿过底焦进入炉膛。与金属料一同装入的焦炭更替燃烧，保证连续熔炼。下落着的铁液滴表面渗碳，并从焦炭吸收硫。恰在风口以上区域对金属料是氧化的，而恰在风口以下是还原的。任何氧化物残余进入炉膛上面与铁分离的渣中。炉渣由焦炭灰、炉料杂质和各种金属氧化物构成。炉渣成分对铁的质量、铁的成分和操作条件有很大影响。炉渣的碱度规定为（CaO wt% + MgO wt%）/SiO_2 wt%。如果碱度 <1，炉渣为酸性；如果 >1 为碱性。添加石灰石和白云石以控制碱度。提高碱度，使硫和氧的含量减少，碳吸收增加并引起硅的较大损失，图15-9b。出铁时铁水的成分与装炉材料的成分和比例，以及在熔炼时各自的氧化程度有关。金属料的组成根据熔炼烧损和铁的成分要求来计算。最佳操作条件是由许多变量的综合功能构成的，在过去20年，设计和操作方式的大量改进已能较好地控制金属成分和温度，以及显著减少总的生产成本。在这些发展中，计算机起了很大作用（Warda和Whiting，1982和1983)。控制化铁炉操作的一些关系，如鼓风速度、焦炭消耗、铁水温度和熔炼速度等示于图15-9c。



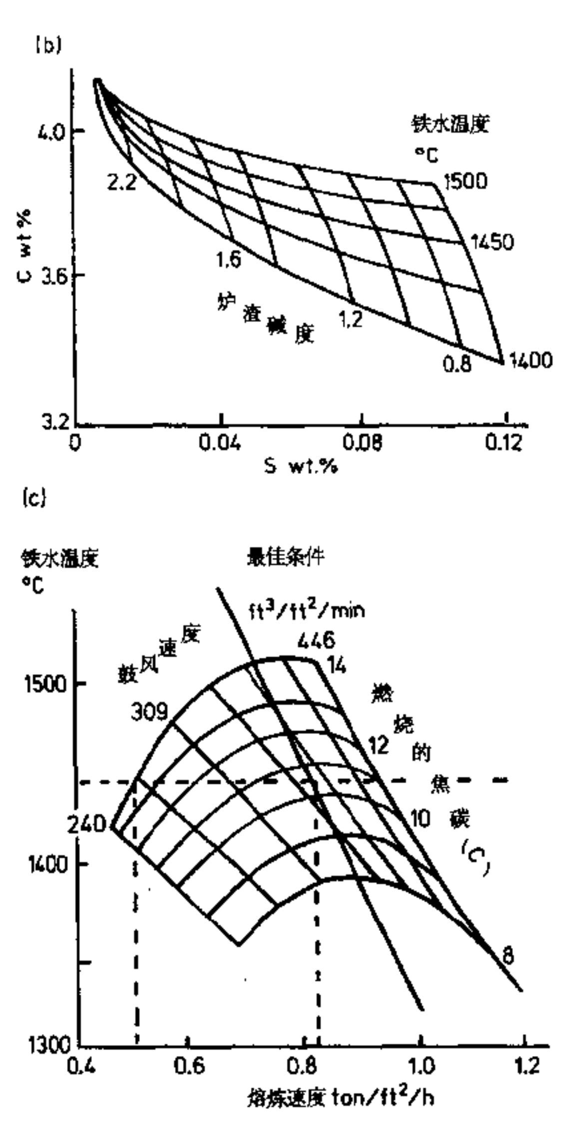


图 15-9 (a) 常用化铁炉：1. 装料门；2. 粘土砖衬；3. 钢壳；4. 鼓风导管；5. 风口；6. 出渣口；7. 出铁口；8. 炉渣；9. 铁水；10. 砂捣打炉底；11. 气体排出；12. 炉料受重力下降；13. 焦层热炉料上放的热气体；14. 白热焦层。(b) 在铁渣中碳和硫之间的关系。(c) 一个网络图的例子，表示当要求铁水温度 1450℃在最佳鼓风速度下操作的优越性

·p.710·

15.2.1.9 电炉熔炼

电炉熔炼，尤其是感应熔炼用来初炼和保温操作。它的优点是：可使用宽范围的炉料来生产一定成分的铁；在严格控制温度下保温和出铁；高度的冶金控制；环境污染较小；能源控制与铁水反应无关；小量炉渣对成分控制不起大的作用；产生的搅拌作用使任何添加物很快掺合和分布。

最广泛应用的初炼装置是线路频率（50Hz）无芯感应炉。在围绕装有炉料的耐火材料坩锅的铜线圈中通以交流电。当由冷料熔炼和慢的起始熔炼速度时需要冻结出铁口，意味着在所有时候，剩余铁水保持在炉容的大约 70%时，达到最经济的操作。电力网

频率炉最适用于2或3个班作业来生产一个品级的铁。

中频炉正变得越来越普及。它赋予小铸造厂许多操作优点，尤其是灵活性好，它可以从冷料开始熔炼，具有与用剩余铁水熔炼相当的效率，并使铁的成分得以炉与炉之间变化。由于铁水渗碳以及炉料尺寸受限会给操作带来困难（Wilford，1981）。

沟槽式感应炉以电力网频率操作并用铁水灌注，在所有时间必须保持剩余铁水。它最通常的用途是在双联设备中用作保温炉，使化学成分和温度少波动，并维持过热。大容量立式沟槽式感应炉有时候用来初炼。沟槽炉的缺点是，它们操作最成功的只是在生产单一品种的铁时，如果耐火材料发生过早破坏，就得长期停炉。采用感应熔炼，灰口铁的成分控制要容易得多，因为氧化烧损小和不用焦炭作燃料，不用焦炭意味着含硫较低，有时候还必须添加 FeS 以增加硫含量来获得有效的孕育。

15.2.1.10 孕育

·p.711·

孕育是指添加少量合金来诱导石墨形核，从而显现铁的石墨化潜能。这是在生产全部灰口铁时的一个必要阶段。传统应用的孕育剂是以硅化钙、石墨和硅铁（FeSi）为基。后者最常用。然而，起孕育作用的既非铁也非硅。它们对其它活性微量元素，如钙、钡、铝、锶、硼和锆起载体作用。不同配方孕育剂的例子列于表 15-4。孕育作用在

表 15-4 典型的孕育剂成分（wt%）

孕育剂	Si	Al	Ca	Ba	Sr	Zr	Mn	Mg	Ti	RE	C
普通 FeSi	75—80	1.2—2.0	0.3—1.2								
FeSi-Mn-Zr											
(SMZ)	60—65	1.2	1—3			5.6	5.6				
FeSi-Ba	60—65	1.0	0.8	0.8		6.0	6.0				
FeSi-Ba	60—65	0.5—1.7	1.0	9—11							
FeSi-Ba	60—65	1.5	2.0	5—6			9—10				
FeSi-Zr	80	1.5—2.5	2.5			1.5					
FeSi-Sr	75	0.5	0.1		0.8						
FeSi-Sr	45—50	0.5	0.1		0.8						
FeSi-Ti	45—50	1.5	6.0						10.0		
FeSi-Ce	45	0.5	0.5							13.0	
低价 FeSi	45—50	0.8	0.8								
45%FeSi-Mg	45—50	0.8	0.8					1.25			
FeSi-La	75	1.5								2La	
石墨											99
FeSi 石墨	40—50	1.0	1.5								45

孕育剂加入后马上达最大值，而在大约 15min 之后就完全消失。孕育剂的效能可以通过以下方法来评价：在一个破断的楔块上观察白口层深浅，计算共晶晶胞的数量或测量凝固时的过冷度。有两个主要的孕育方法，铁包孕育和后孕育。前者是孕育剂在铁水注入铁水包时，或刚注完后加入。后孕育是当铁水已经排出铁包时进行，或当铁水注入铸模（铁流孕育），或在铸模中（模中孕育）进行。后两种技术可减少孕育剂的损失。铁流孕育可以通过将线状物在一定控制速度下喂入金属流来实现，喂线的溶解速度会限制铸模的

灌注速度。这可以通过使用粉末孕育剂来克服。模中孕育有不同的操作方法。可以将粉末孕育剂或预铸成小块的孕育剂置于流动的铁水,模内孕育法的主要特点是在注流系统中有一盛有粒状孕育剂的反应腔,它可控制流过的铁流,使得从浇注开始到终了孕育剂很快并可控地溶解,腔的尺寸按铁流速度来计算,铁流速度决定进入铁液的孕育剂量。

15.2.1.11 浇注

·p.712·

处理过的铁水注入一个直浇口，经过浇道和入型口系统进入铸模，在那里凝固成完好的、尺寸精确的铸件。有几个因素决定浇注温度。高的温度有较大的流动性，但是能引起缩孔、铁水穿透模壁、铸件结疤和砂眼。低的温度会形成气孔类缺陷、冷隔和冷铁。因此，对每个铁的种类和铸件的设计要努力权衡。片状石墨铁的典型浇注温度列于表 15-5。

表 15-5 片状石墨铁的典型浇注温度

Grade (BS 1452，1977)	大致的液相线温度（℃）	浇注温度（℃）			
		小铸件		大铸件	
		薄断面	厚断面	薄断面	厚断面
150	1160	1410	1375	1350	1320
220	1170	1420	1400	1370	1345
260	1200	1450	1420	1395	1365
300	1220	1470	1445	1415	1390

浇道和入型口系统必须设计成：(a) 在给定时间内以极小的湍流注满铸模；(b) 挡住炉渣和杂物，涡动口和过滤器对此有帮助；(c) 避免铁对模子和型芯的冲击造成铸模的冲蚀；(d) 防止从铸模到铁流吸收气体；(e) 在铁水中建立所希望的温度梯度。

为了在恰当的时间以适当位置提供充足的铁水来补偿，在冷却和凝固期间发生的体积变化，需要进行补注。浇道、入型口和补注系统是相关联的 (Elliott，1988b)，后者需要考虑冒口的尺寸、形状、数量和位置，保证沿等同途径通过冒口联接到帽口头产生凝固。在灰口铁中体积变化的形式与钢和白口铁不同，其中石墨的形成伴随体积膨胀，总的体积变化取决于铁的种类和质量以及凝固条件。联系到膨胀会引起铸模扩张，造成需要过量补注，这一关系使得用通常的冒口设计对片状石墨铁补注有困难和不可靠。然而，膨胀可用来补偿收缩，使某些铁在控制凝固条件下有可能无冒口浇注。随铸件凝固后冷却产生的收缩，要由加大模型尺寸来补救。

湿砂是片状石墨铁普遍用的造型材料。当尺寸精确度重要时，为了承受膨胀力有必要使用更刚性的铸模。铁壳、化学粘结和永久性铸型都具有很高的刚性。应用这些铸模可以得到优良的表面精整度。

15.2.1.12 应用

对片状石墨铁来说，通过控制共晶石墨和基体组织可以改变物理和力学性能，从面使其应用较宽。低品位铁用于竞争力强、低成本的场合，例如器械重物、防护器、压力机架等，在此，要求好的铸造性能。较高品位的铁用在较关键的地方，这里力学和物理

性能决定铁的品位。它们的应用范围从压力敏感铸件到汽缸缸体和头、制动鼓和离合器板，以及炉栅条、钢锭模和炉子附件。

·p.713·

15.2.2 球墨铸铁

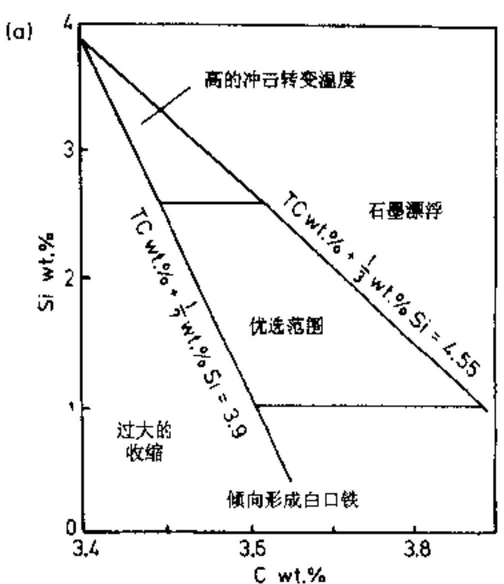
球墨铸铁是铸铁家属中的较新成员（Mills，1972）。过去20年，它已变得相当重要，现在在大多数工业国家，它已占整个铸铁产量的25%左右。球状石墨、结合不同的基体组织成为比片状石墨铁强度高、延性好的一类铁。它们扩充了可锻铁所显现的性能范围，比之有若干优点。可以铸成较大的断面；不必要浇注成白口铁再退火。但是，困难之处在于避免冷硬边缘和薄断面中的碳化物。薄断面铸件常常需要退火来提高延性。球墨铸铁比钢和可锻铁具有较高的铸造收得率，但比片状石墨铁小。球墨铸铁的性能在BS2789中的规定以及典型性能均列于表15-1。

15.2.2.1 冶金学

许多片状石墨铁所述及的冶金问题都适合球墨铸铁。但是，有重要差别，以下将讨论这些。

15.2.2.2 成分

一个重大差别是CEV的范围。一般认可的是，对无碳化物组织和好的球体质量要求CEV至少为4.3。此值过低使石墨化潜能减少，低的CEV加上高的硅含量，为保持石墨化潜能会伴随过分收缩，CEV值>4.6会导致大断面中出现石墨漂浮和球体退化。图15-10给出不同断面厚度的推荐CEV值和合宜的碳和硅含量，锰的碳化物形成倾向在薄断面中可以通过增加硅量来抵消，但在大断面中却不能，因为锰和硅向铸件的不同区域偏析，锰含量必须<0.2wt%才能生成铸造铁素体组织。



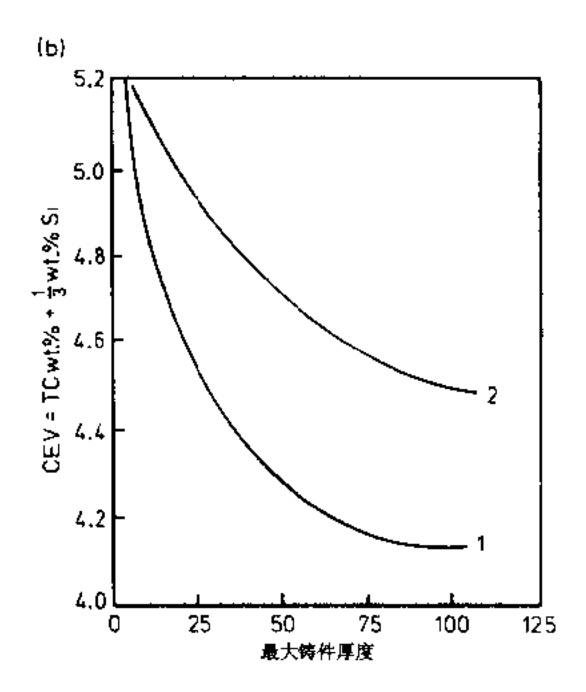


图15-10 (a) 球墨铸铁典型的C和Si的浓度范围以及限定这些范围的因素，TC=总碳量。(b) 对不同尺寸断面球墨铸铁建议的CEV值，(1) 砂型浇注，(2) 固定模浇注

第二个重大差别是在球墨铁中的硫低。为了在铁水球墨化处理时节省镁和避免形成过多杂质，硫应当<0.01wt%，磷也应当限制。

·p.714·

球墨铸铁生产中的最重要点是控制痕量和微量元素。只有在考虑它们对铁水性能、石墨长大和固态相变的影响之后，才能决定它们的含量，它们的影响与浓度有关，在有其它元素，包括主要元素存在时，它们的作用会有变化。镁、铈和钙促使形成球状石墨，而铝、锑、砷、铋和铅则是有害的。虽然硅一般地提高石墨化潜能，但它对力学性能有不良影响。它促使生成铁素体，降低珠光体强度。它使铁素体硬化和强化，但提高冲击转变温度。为获得最大的延性，硅含量应当低，超过平衡硫所需要的锰会阻碍铁素体的形成。锰因增加碳的溶解度使奥氏体稳定化而促使形成珠光体，并使之细化。锰基本上不作强化用，因为它对石墨形核不利，强烈的偏析引起形成晶胞间碳化物，铬情况和锰类似，促进珠光体生成。然而，它是一种强的白口和碳化物形成元素。硅和孕育剂可以用来抵消白口倾向，其它碳化物的形成不那么容易地被防止。锡（0.04wt%—0.1wt%）和锑（<0.03wt%）作为出色的珠光体促进剂有特殊的表现。它们通过对碳扩散提供壁垒起作用，它们的作用是如此强烈，以致在铁中生成的珠光体带有细小的石墨分布。铜的作用像锡，促进珠光体形成，但是不那么强烈。然而，与其它元素像钼相结合，它就有大得多的淬透性作用（见第1章）。铜是一种石墨化剂，可以部分代替硅用以减小白口倾向而不促进生成游离铁素体。镍的作用和铜相类似。钼是一种有力的淬透性元素，并和铬、铜、镍相互增强获得高的淬透性。它阻止珠光体形成的作用比阻止铁素体强，能在大断面中促进铁素体的形成，这是为什么钼通常与珠光体促进元素结合使用，也说明，当生产铁素体铁时控制微量元素的重要性。钒是一种强淬透性元素和弱的珠光体促进剂。然而，它是最强的白口和碳化物形成元素。以上所述的许多特性适用于在片状石墨铸铁中控制微量元素。

·p.715·

15.2.2.3 凝固

球墨铸铁的共晶凝固与片状石墨铁不同。球化元素与铁水中的溶质起反应造成额外的不均匀形核中心，它们通常与各种类型的非金属夹杂有关。球状石墨比片状石墨在较低的温度下生长。它是一种分离型共晶体。石墨在铁水孔穴中形核并独立地长成奥氏体相的一个球体。长大以径向进行，直到球体被奥氏体包围。包围后长大受到限制，易于实际球体的形成。石墨结晶的C方向与球体内的径向排成一行。已经观察到在不同条件下不同的生长特点。一种模式是在甘蓝叶状组织中的a方向以原子规模周围长大。球化元素的作用是清除溶质使弯曲的石墨长大，并改变界面能，从而生成有助于球体无阻生长的糊状区。另一模式是考虑在固液界面吸收的球化元素对石墨长大动力学的影响。它们抑制与a方面垂直方向的长大，并随着吸收程度的提高，垂直于基面，即c方向长大所需的动力学过冷增加，展示的石墨形态是在界面过冷处能长大的形式，界面过冷由界面吸收的元素的量和种类决定。在界面前沿集结的其它元素会产生组织过冷（见第15卷第1章），这将增加整个界面的过冷，并会引起界面的不稳定和球体的变异。Minkoff (1984) 已经将这些纳入了他的为预测和控制铸件中石墨形态的（ΔT）法。此

法是建立在计算固—液界面过冷（ΔT）的基础上的。它考虑到溶质的相互作用和偏析，可用来确定和修正微量元素的搭配，以便生产片状、致密或球状石墨铸铁。

15.2.2.4 石墨球体形态

·p.716·

每个球墨铸铁生产厂都希望得到细小和均匀分布的、形状完整的球体，以便优化力学性能。共晶石墨可方便地以每平方毫米的球体数来量度。球体计数与片状石墨铸铁中共晶晶胞的计数相似，但通常要大得多，达 150/mm^2 数量级。球体的分布和形态可以通过磁技术或超音速测试，利用金相学上简单的比较仪图表来测定。ASTM 标准 A247 规定 7 种基本的石墨形态。Ⅰ和Ⅱ型石墨球体形状是人们容许的，通常要求在铁中应占 85%以上。Ⅲ型是在可锻铁中能见到的簇状石墨。Ⅳ型是致密石墨铸铁中的典型形态。Ⅴ和Ⅵ型是变质型且是不希望有的。Ⅶ是片状石墨，已在图 15-6 中说明。图 15-11 显示的是不合乎需要的石墨形态。促进这些不合需要的形态的元素列于表 15-6。当添加的石

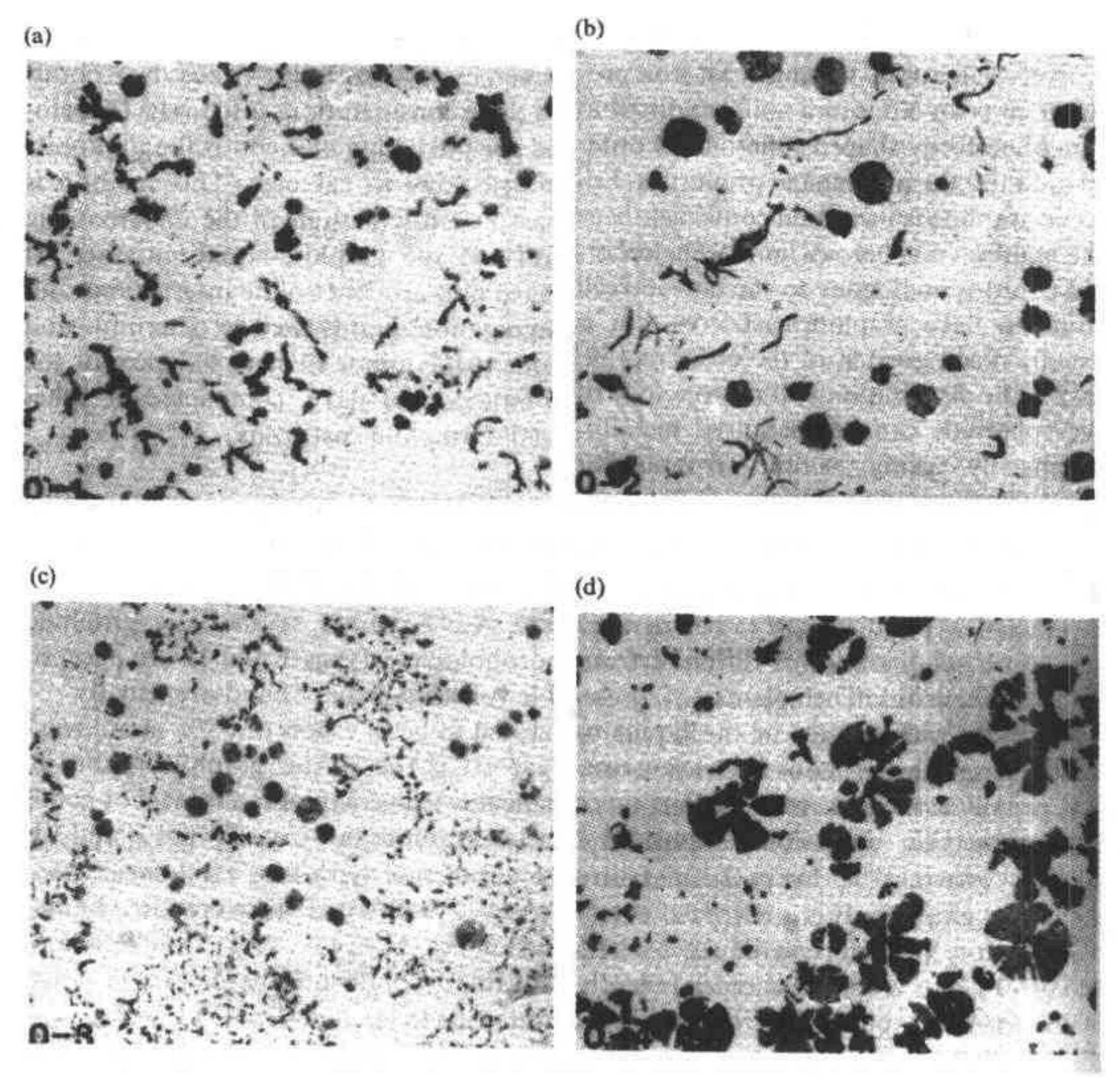


图 15-11 在球墨铸铁中不合乎需要的石墨形态：（a）准片状；（b）晶胞间片状；（c）碎片石墨；（d）爆炸型石墨。×100（Courtesy Q.I.T.Publications）

墨化元素不足时，形成准片状石墨组织。产生晶胞间片状石墨组织的原因是，片状石墨促进元素偏析到晶胞界。0.1wt%以上的镁就起这样的作用。碎片状石墨是石状和球状石墨的中间型。石墨是相联的，常常分岔并表现成簇的角锥部分（Loper，1984）。在角锥部分端部清楚地表现从基面的螺旋形长大。这是一种最常见的变质组织，尤其在大断面铸件和用稀土元素过处理的铁中。起不良作用的片状促进元素列于表15-6，第2列元素可以通过添加碎片石墨促进元素，例如铈来起平衡作用。反之，控制第2列元素的添加可以消除碎片石墨和重新得到球状石墨。爆炸型石墨及称作花瓣和雪片状石墨是变质组织的进一步例子。它们与大的界面过冷和界面不稳定有关，这些导致常常形成分岔的柱状结晶，这些类型的石墨具有比它们得以产生的球体半径要长。这种变质石墨产生在用稀土金属过处理以及石墨发生漂浮的铁中。

表 15-6 微量元素对球状石墨组织的影响

有益元素	晶胞界片状	碎片状	其它有害元素
Mg，Ce，Ca 其它球化剂	Bi，Cu，Al Pb，Sb，Sn As，Cd	Ce，Ca Si，Ni	Zr，Zn，Se Ti，N，S，O

·p.717·

15.2.2.5 基体组织

当石墨以球形存在时，力学性能几乎对CEV不敏感，基体性能的全部潜力可以实现。事实上，有些翻砂厂仅浇注一种成分，而通过热处理生产出好多品位。除了应力消除、退火和正火处理之外，这些已在15.2.1.5节中介绍过，有采用硬化和回火处理来提高硬度或提高强度和屈强比。等温淬火处理可以得到宽范围的强度和延性，那是其它处理所达不到的。采用感应、火焰或激光处理可以实现表面硬化，形成局部耐磨的表面(见第17章)。

亚临界铁素体化退火通常不用于球墨铸铁，因为会形成亚结构而引起力学性能的下降。调节退火时通过临界温度区的冷却速度，以控制基体中铁素体/珠光体之比，可以得到较低品位的铁。采用图15-7所示的两段退火工艺可以达到强度和延性的良好配合。在680到700℃范围选定的时间内的Ⅱ段退火，可以控制在球体周围形成铁素体的量，生成所谓的牛眼组织。中断退火是球墨铸铁另一种工艺。铁素体铁从600—500℃范围不应快冷，否则会发生脆化。

正火用来生产强度为700—900MPa的球铁。仅当冷却前基体被碳饱和才能得到全珠光体组织。珠光体铸态组织极少能够达到这一点。正火的特性随断面尺寸、均匀性和合金添加剂面变化。促进形成珠光体元素，如锰、镍、铜和锡使奥氏体化时间缩短，得以处理较厚的断面。

通过以下处理工艺：加热到875—925℃，在此温度奥氏体化，淬入油中生成马氏体组织，然后在400和600℃之间回火，也可以使抗拉强度超过700MPa。当回火温度升到530℃以上时，会发生二次石墨化，使力学性能显著下降。

热淬火技术是，通过有效地利用淬火时和奥氏体转变前的时间，以减少铸件中的温差，达到降低畸变和淬裂敏感性。分级淬火和等温淬火（见第1章）归人这一类。分级淬火是铸件从奥氏体化温度淬入稍高于 M_s 温度的热浴中，直到整个铸件达到盐浴温度。然后，铸件冷却到室温，奥氏体向马氏体转变。

·p.718·

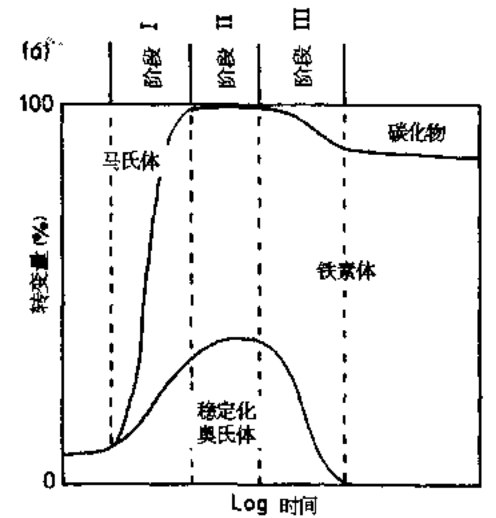
15.2.2.6 等温淬火球墨铸铁

等温淬火是第二种可采用的热淬火方法（见第 4 章)。等温淬火铁是铸铁行业发展最快的领域。等温淬火工艺包括在 900℃左右保温 1—2h，使铸态珠光体组织转变成奥氏体。接着快速淬入温度保持在 250—400℃范围的油或盐浴中，在那里铁在 1 和 4h 之间产生等温转变，转变之后冷却到室温。钢的等温淬火生成典型的由针状铁素体和共析出的碳化物构成的典型上、下贝氏体（见第 1 章)。然而，铸铁的等温淬火是一种两段工艺，图 15-12 表示高温和低温两种等温淬火工艺。

铸铁的高硅含量抑制形成碳化物，使在铁素体析出时碳被排出，从而提高残留奥氏体的碳含量。经充分的等温淬火时间之后，奥氏体的碳含量变得甚高（1.2wt%—2.1wt%)，使之在室温以下仍稳定。这一奥氏体（γ_a）向铁素体和富碳稳定奥氏体（γ_s）的初次转变是反应的第Ⅰ阶段。基体组织含 γ_s 可以高达 50Vol%。当等温淬火温度低时，碳扩散较慢，导致形成细小铁素体/稳定奥氏体组织以及在铁素体中的碳化物共析出。等温淬火不充分，使奥氏体不很稳定，从而在冷却到室温时形成马氏体。过度等温淬火也是不希望的，因为在这第Ⅲ阶段反应，稳定的奥氏体分解成铁素体和碳化物，随之引起延性和韧性的明显下降。在第Ⅰ和第Ⅲ阶段之间，即第Ⅱ阶段是热处理工艺的窗口段，在这一时间段铁素体/稳定奥氏体显微组织的形态和成分只是很小变化。有一个宽的工艺窗口是重要的，它与奥氏体化温度、等温淬火温度和铁的成分有复杂的关系（Voigt, 1989)，铁成分的选择是 ADI（等温淬火延性铁）工艺的重要组成部分。

·p.719·

必须考虑主要元素的影响，也要考虑微量元素的影响。任何存在的元素不应将不合需要的特性引入铸造组织。添加镍、铜和钼，通常提高珠光体淬透性，还改变第Ⅰ和第Ⅲ阶段的动力学。与凝固过程元素的偏析相联系，锰和钼一起的加入量限制在 0.6wt%，会使工艺窗口变窄，甚或闭合。



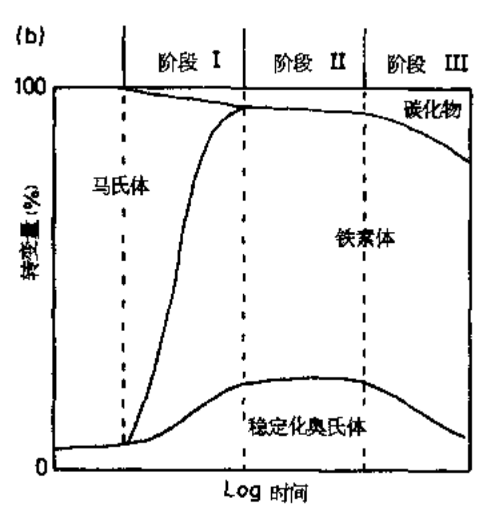


图 15-12 等温淬火工艺：(a) 高等温淬火温度，(b) 低等温淬火温度

图 15-13 给出了当具有均匀奥氏体基体的合金在工艺窗口段等温淬火时，根据等温

淬火温度存在一个简单的优化性能关系。在高温等温淬火生成上贝氏体的合金具有高的

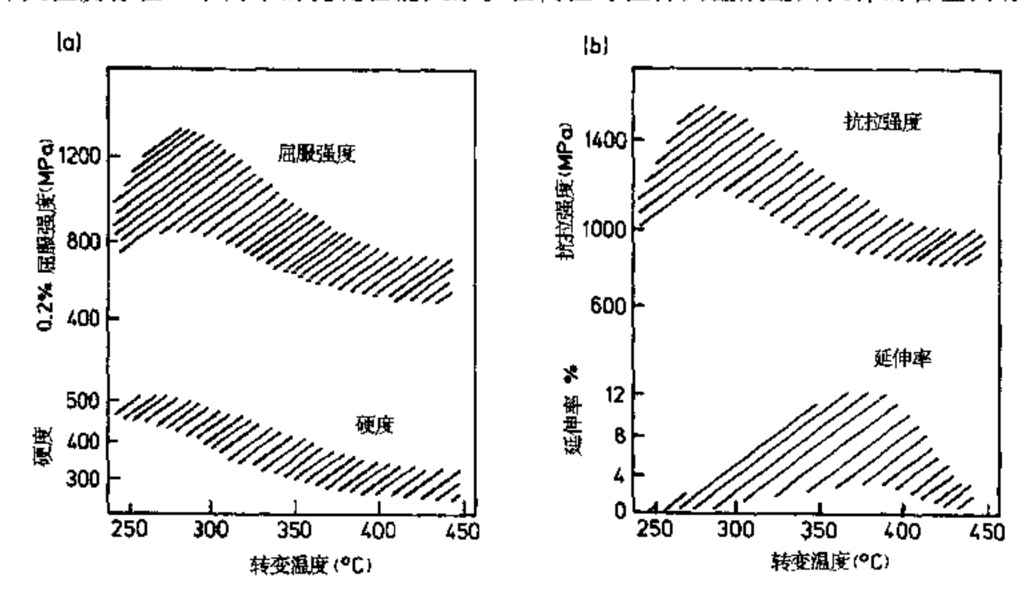
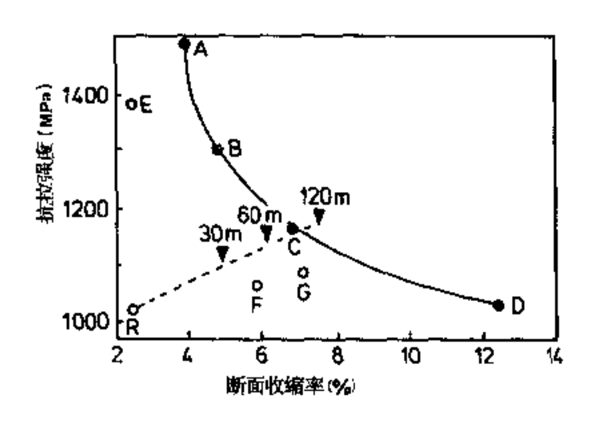


图 15-13　等温淬火球墨铸铁得到的典型力学性能

强度、高的延性和韧性以及很好的加工硬化能力。当在低温下等温淬火生成下贝氏体组织时，得到很高的强度和一定的延性以及相当高的硬度。因为铁成分和奥氏体化温度的变化，图 15-13 中所示的性能有一范围。对基本成分为 3.6wt%C 和 2.5wt%Si 的铁来说，最佳性能以黑圆点表示在图 15-14 中。当微量元素含量变化时，引起等温淬火动力学和



合金	奥氏体化温度	等温淬火温度	马氏体	成分（wt%）			转变时间
	(℃)	(℃)	(Vol%)	Mn	Mo	Ni	(min)
A	927	316	0	0.15	—	—	40
B	871	316	0	0.15	—	—	20
C	927	371	0	0.15	—	—	30
D	871	371	0	0.15	—	—	25
E	927	316	2.9	0.30	0.20	—	30
F	927	371	7.4	0.60	—	—	40
G	927	371	3.6	0.30	0.20	—	40
R	927	371	8.0	0.60	0.20	0.50	40

图 15-14　含不同合金元素以及在不同温度和时间下奥氏体化和等温淬火的 3.6wt%C，2.51wt%Si 铁在抗拉强度和断面收缩率之间的关系

偏析作用改变，这些改变，以已经转变成马氏体的不稳定奥氏体%表示，能导致在工艺窗口之外处理，得到较差的性能。这些以空心圆表示在图 15-14。这些性能与等温淬火的时间有关。图 15-14 中的虚线表示通过等温淬火后的回火性能是怎样改善的。这一改善归因于在等温淬火后，由低碳奥氏体冷却时形成的马氏体的回火。目前，等温淬火球墨铸铁的标准尚未定稿，而表 15-7 给出了建议的品种。典型球墨铸铁的显微组织示于图 15-15。

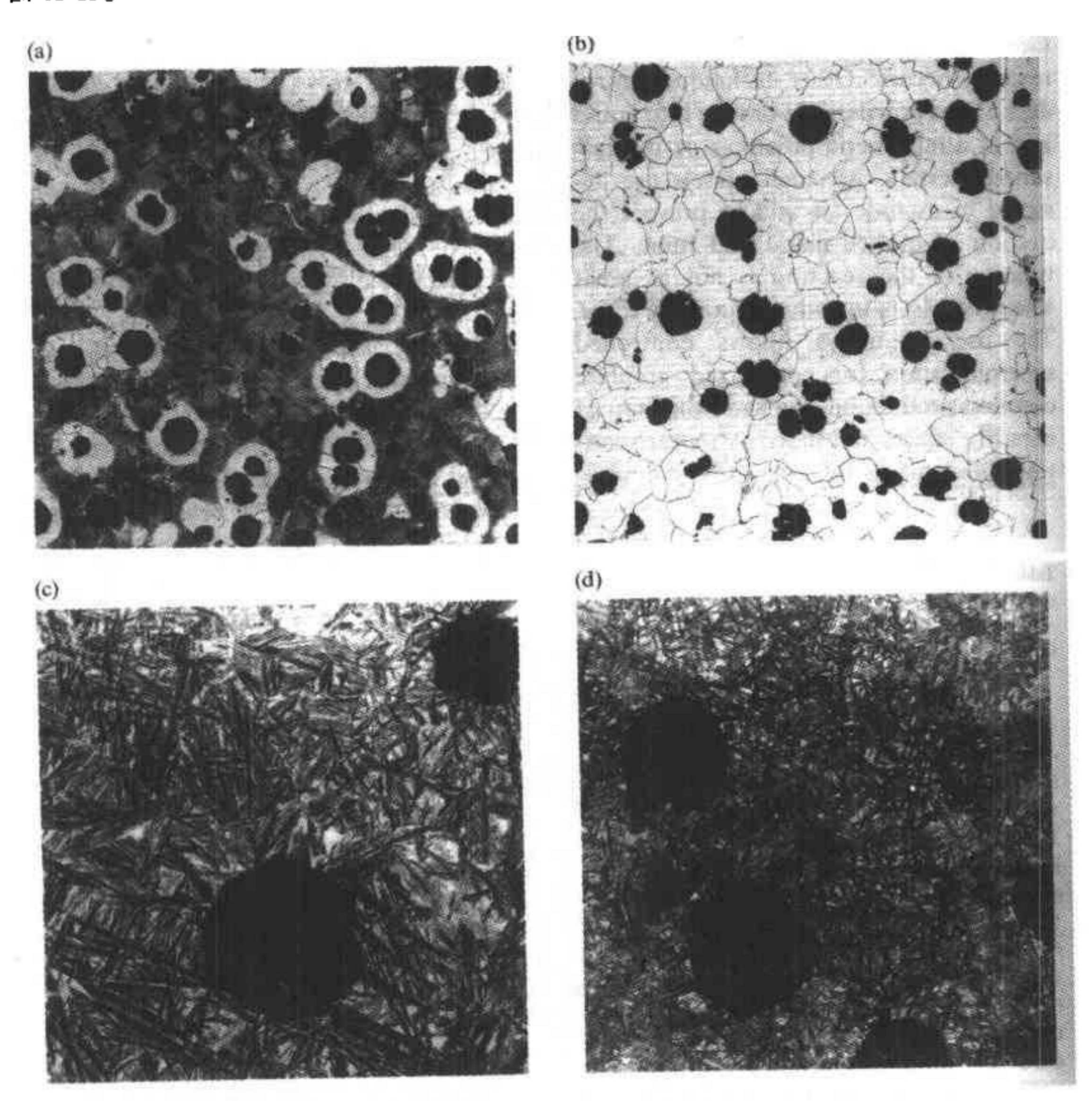


图 15-15 球墨铸铁典型的显微组织

(a) 中等品位球墨铸铁，3.6wt% C，2.5wt% Si，0.2wt% Mn，0.1wt% Mo，0.5wt% Cu，0.01wt% S，0.05wt% P，0.04wt% Mg，牛眼组织表示在珠光体基体被铁素体包围的形状完好的球体 ×100

(b) 低品位球墨铸铁，3.2wt% C，2.3wt% Si，0.3wt% Mn，0.01wt% S，0.07wt% P，0.05wt% Mg，退火后这种铁显示在铁素体基体中形状完好的球体 ×100（Courstesy B.C.I.R.A.）

(c) 在（a）中所示铁经 400℃等温淬火，其组织表示在上贝氏体基体中的石墨球体 ×500

(d) 在（a）中所示铁经 300℃等温淬火，其组织表示在下贝氏体基体中的石墨球体 ×500

·p.720·

15.2.2.7 铸造作业

球墨铸铁的铸造作业在许多方面和片状石墨铁相似，以下讨论它们存在的一些重要差别。

15.2.2.8 熔炼作业

对球墨铸铁要求低的含硫量影响熔炼方法的选择。只要所用的炉料是以低硫钢或特优生铁以及球铁废料为基础，用电炉熔炼很容易得到低的硫含量。采用碱性化铁炉熔炼可以达到低硫含量，而酸性炉熔炼的铁通常在熔体处理前要脱硫。

表 15-7 提出的等温淬火球墨铸铁的标准

牌号	最小抗拉强度（MPa）	最小0.2%屈服强度（MPa）	最小延伸率（%）	硬度 HB
DIS（USA）				
1	860	550	10	269—321
2	1035	690	7	302—363
3	1205	830	4	363—444
4	1380	965	2	388—477
5	1450	1105	—	418—512
6	1585	1240	—	444—555
VDG（FRG）				
GGG-80B	800	500	6	250—310
GGG-100B	1000	700	5	280—340
GGG-120B	1200	950	2	330—390
GGG-140B	1400	1200	1	400—442
GGG-150B	1500	-	-	421—475
BCIRA（GB）				
950/6	950	670	6	300—310
1050/3	1050	780	3	345—355
1200/1	1200	940	1	390—400
KYMI KYMMENE（FIN）				
K-9007	900	730	6	280—310
K 1005	1000	800	3	300—350
K 12003	1200	1000	1	380—430

15.2.2.9 熔体处理

低硫铁水的熔体处理包括加镁使石墨球化，紧接或与孕育一起使石墨化潜能实现。
·p.721·

当使用金属镁时，铁水与镁之间反应激烈，需用专门的容器包封。在 Fischer 转炉中，镁锭放到容器的底部，而容器处于水平位置。与反应发生时，容器倾动到垂直位置。其它技术还有以粉末、棒或线状在大气压下或在加压容器中加入铁水。所有这些容器都设计成排除空气并要防止铁水和烟气喷出。当镁以合金形式引入，反应的激烈程度就不那么大。使用合金可以控制石墨化以生产致密石墨铁，还可以抵消杂质的作用和控制基体组织。这些合金可归纳成三组：

(a) Ni—Mg，Ni—Si—Mg，Ni—Cu—Si—Mg，Cu—Mg 等；

(b) 硅铁；通常含镁在 3 和 10wt.%之间，而含硅达至 30wt.%；

(c) 含高铈、CaSi、钙等的其它合金；

(b) 组合金用得最普遍。

·p.723·

用一个耐火材料钟罩将装罐的球化剂很快下沉到铁水包底部的投入方法是已被确认的技术。温度损失会比其它铁水包法较大。铁包转移法在大量地实践。合金放置在包底的一个口袋里，铁水在离开合金的方向快速浇注，以减少漂浮和燃烧倾向。在夹心技术中，合金用小钢片包覆以延缓反应和降低球化剂周围铁水的温度。敞开铁包处理，即使用尺寸优化的铁包（高度/直径比 2/1）反应激烈，随之还有大量烟雾排出。使用中间包盖，铁水通过盖浇注赋予铁包处理以机动性并增加镁的回收和免除烟雾排放。一个固定或可移动的盖造成一个防止空气进入的低的增压系统，而又不使铁包产生大的压力。铁流穿过球化用的容器的方法包括 Flotret 和 Imconod 法。用来脱硫和模内处理的搅拌法，是另外可供选择的方法（Elliott，1988c）。

为了避免得到不合乎需要的显微组织，控制铁的残余镁含量是必要的。影响镁回收的因素有：处理方法、铁水温度、硫含量和球化合金类型。使用低镁高硅的 Fe—Si—Mg 合金可得到较高的回收率。反应能力与以下因素有关：硅含量不变时的 Mg/Ca 比、球化合金颗粒尺寸和温度。较高镁合金用于投入法，含 5—12wt%Mg 合金用在中间包处理，含 3—7wt%Mg 合金用在模内处理。铁水通常在 1450—1510℃范围处理，处理后会使温度下降 35—50℃。处理的铁水和添加剂的精确秤量对根据以下方程式计算镁回收率是十分重要的。

$$\text{回收率}\% = \left[\frac{\text{wt}\%\text{最终 Mg 含量}}{(\text{添加的 wt}\%\text{Mg}) - 3/4\ (\text{原始 wt}\%\text{S})}\right] \times 100 \qquad (15\text{-}4)$$

典型的回收率是：在转炉中用的镁，50%；用 16wt%Ni—Mg 作铁包添加剂，50%；供夹心法用的 9wt%MgFeSi，40%；5wt%MgFeSi，60%；用 Flotret 法，45%。进入铁包顶部渣中的硫化镁反应产物，必须在浇注前排除。

球铁的孕育犹如在片状石墨铁中为实现石墨化潜能一样重要。孕育可以并入球化过程，铁水也可以后孕育。孕育技术与片状石墨铁所述相似，只是添加剂范围在 0.25 和 1wt.%之间。晚孕育时常用作一种强化孕育效果或减少损失，尤其在薄型铸件中的手段。

15.2.2.10 浇注

球墨铸铁中存在镁和/或铈以及含较高的硅使铁水表面较易氧化和生成炉渣。炉渣几乎不流动，比片状石墨铁的渣更易粒化和更难收集。在铁包撇渣时要非常小心，因此常常使用茶壶式铁包。使用稍许加压的浇口系统是可取的，得以保证短的加注时间和加注时的直浇口。下浇口应放置在下型箱，尽可能接近铸件的底部，为了排除渣夹杂物，陶瓷过滤器的使用正日益增加。建议 6mm 断面铸件到 25mm 断面铸件的浇注温度从 1425℃到 1315℃变化。浇注速度的范围一般为，注入 10kg 时 6s，注入 10^3kg 时 40s，注入 10^4kg 时 100s。高的 CEV 和石墨以球状析出使在共晶凝固时产生较大的膨胀。在设计

加注系统时需加以注意并应采用刚性模以承受膨胀压力。形状简单的铸件可以不用加注器，但应具备以下条件：

(a) 模子是刚性的，湿砂型的刚性不足；

(b) CEV > 4.2，C≈3.6wt.%和良好的孕育，这样可保证在高的温度下开始膨胀；

(c) 浇注温度 < 1350°，保证在浇注后立刻发生膨胀；

·p.724·

(d) 浇道和浇口使模中铁水的温度差尽可能小。

15.2.2.11 应用

球墨铸铁良好的力学性能和减轻重量已在许多构件使用，代替了片状石墨铁。这方面应用的汽车铸件包括曲轴、排气总管、活塞环和气缸衬。它们高的强度和韧性已被应用在农机部件和一般工程，如转向齿轮、辊道和隧道弓形部分。延性铁管差不多已全部代替了灰口铸铁离心管。球墨铸铁常常可以用来代替较贵的锻钢或铸钢件。它们具有较低的阻尼特性、较好的切削加工性和较好的铸造性。可被代替的构件包括制动器卡盘、转向齿轮、推土机部件和泵构件。随着等温淬火铁的发展，球铁市场已大大增加。它们不仅可望以好的性能和较低的成本来代替现用的构件，并且在新用途方面与其它材料相竞争。重要的用途包括齿轮、曲轴和凸轮。接近白口铸铁的耐磨性，加上优良的冲击抗力和切削加工性使等温淬火延性铁宜于制作泥浆泵构件、火车车轮和机器叶片。

15.2.3 可锻铸铁

可锻铸铁与其它常用的铁不一样，因为它们具有低的 CEV 和低的石墨化潜能，为了保证凝固成在珠光体基体中含亚稳碳化物组织的白口。高温退火，接着适当热处理，生成在铁素体或珠光体基体中石墨集聚的最终组织，在 ASTM 标准 A247 中属Ⅲ型，通常称作平整石墨簇。有两个传统类别：由 Reaumur 在 1722 年提出的欧洲白心可锻铸铁和 Seth Bryden 于 1820 年提出的美国黑心可锻铸铁。它们的性能规定在 BS6681 并列举在表 15-1。

15.2.3.1 冶金学

白口铸铁冶金学以及它们石墨化动力学的知识，对成功和经济地生产可锻铸铁十分重要。

15.2.3.2 成分

可锻铁的典型成分列于表 15-8。在选定成分时，首先要考虑的是，碳和硅含量必须保证在凝固时不使生成石墨。第二要考虑的是满足低成本、好的退火能力和铸造生产的需要。增加硅含量有利于好和快的退火能力以及高的力学性能。然而，从冶金和能源方面考虑，应限制硅含量。含高硅和低碳的铁要求较多的注人和高的铁水温度，这样增加生产成本。因此，高的碳含量用在很小断面的铸件，如管配件，以保证流动性而又不致过高的铁水温度。锰含量和 Mn/Si 比必须控制，以利于退火。锰增加到 1wt%，就得到珠光体铁。磷是有害的，必须加以限制。

·p.725·

表 15-8 传统的和短周期可锻铁的典型成分

元素（wt%）	白心传统	黑心传统	黑心短周期
总 C	3.0—3.7	2.2—3.0	2.35—2.45
Si	0.4—0.9	0.7—1.2	1.5—1.6
Mn	0.2—0.4	0.2—0.5	0.35
S	0.3max	0.05—0.16	0.12
P	0.1max	0.12max	0.05
Cr	0.1max	0.1max	0.1max

微量元素起着重要作用。铋和碲促进在凝固时得到白口铁，硼和/或铝由于增加了石墨形核的核心数而提高退火能力，铜、镍和/或钼的添加可提高强度并赋予耐磨性和耐蚀性。锑、锡和铬是有害的，它们的浓度应加限制。

15.2.3.3 凝固

亚共晶白口铸铁的凝固情况，可由图 15-3（a）所示的亚稳 Fe—Fe_3C 系相图来说明。在形成奥氏体枝晶阵列之后，共晶凝固以准规律模式出现（Elliott，1983）。在灰口铸铁中，Fe—Fe_3C 共晶形态比石墨奥氏体共晶形态更规则，呈板状或棒状。一旦铁完全凝固，进一步冷却会使奥氏体分解成珠光体。提高冷却速度减少珠光体中 Fe_3C 片的间距。

15.2.3.4 石墨簇形态

在可锻化处理时形成的石墨，或平整碳、簇的数量和形状对铁的力学性能有影响。石墨簇的数量与在可锻化处理时如何有效地形核有关。形核主要发生在 Fe_3C 和碳饱和的奥氏体之间的界面上，但是当存在游离硫，没有结合成 MnS 时也会在 FeS 颗粒上发生。高温及高碳和硅含量能促进形核。石墨簇的数在 80 和 150/mm^2 之间是最好的。如果簇数低，力学性能降低，在可锻化处理过程的第二阶段退火时间加长。如果簇数太高，石墨簇会与原渗碳体晶界平行排列，这就引起低的淬透性和马氏体可锻铁的不均匀回火。簇的形状和数量一样影响性能。簇的形状从集聚的石墨片到致密的簇状和到球状，性能相应地变化。在固态中石墨从石墨结晶的基面和棱面发生长大，它受不稳定性因素的影响。硫（在凝固中起的作用相反）、氢、镁、铈和稀土元素促进球体长大。

15.2.3.5 可锻化处理

·p.726·

可锻化热处理分两个阶段：第一阶段，石墨化过程；第二阶段，控制从第一阶段的冷却，以便得到所期的基体组织。对珠光体可锻铁，采用相变点退火、淬火和回火或退火，再加热和淬火（随后回火或不回火），以获得规定的宽范围性能。第一阶段石墨化过程耗费时间，因此，铸造工人必须考虑影响工艺过程时间以及铁的显微组织的因素。石墨化过程包括形核和长大，在稳态 Fe-石墨和亚稳态 Fe—Fe_3C 系，根据奥氏体中碳溶解度的差别引起的浓度梯度产生的碳扩散为基础建立的扩散长大模型，表明通过高温、

细的铸态 Fe—Fe_3C 共晶显微组织以及铁的成分调整有助于石墨化动力学。硅影响碳在奥氏体中的溶解度，以致增加浓度梯度，从而促进扩散。铬有着相反的作用，增加石墨化时间。镍和铜溶解于奥氏体，使其自由能降低并改变与奥氏体有关的碳化物和石墨的溶解度，从而促进石墨化。在短周期处理中，硅含量增加到 1.5wt%（表 15-8)。这一增加量使铁更易形成麻口，这是一种灰口和白口混合组织。通过添加 0.01wt%Bi 可以抵消这一作用。这对退火性没有影响。碳含量被限制在 2.4wt%，以适应硅的增加。添加 0.001wt%B，由于加速碳化物的分散而提高退火性。残余硼应不超过 0.0035wt%，以免石墨簇成行排列。添加 0.005wt%Al 改善退火性而并不促成麻口。

一种典型的短周期处理包括将铸件加热到 940 和 960℃之间，并在 3 和 10h 之间退火。根据铁的成分和铸件断面尺寸调节温度和时间。之后铁快速冷却到第二阶段退火范围的上部温度（790—760℃)，然后控制冷却通过这一范围。时间应足以使碳扩散并沉积在生成的全铁素体基体的石墨簇上。根据断面尺寸，要求冷却速度在 3—10℃/h 范围。传统的可锻化处理是在用电或燃料燃烧的分批式或连续式炉中进行的。白心工艺是在氧化性气氛中进行的，兼有脱碳和石墨化两个过程。黑心工艺是在中性气氛中退火，因而仅发生石墨化，传统在分批式炉中的操作方法是，将铸件装填在含活性铁矿的罐中（白心）或用废矿粉密封的罐中（黑心）进行的。后者的中性气氛是，由在罐中裹人的空气和金属表面的碳之间起初反应生成的 CO_2 造成的。CO_2 与铸件表面的 Fe_3C 反应得到 CO。通过矿石中的氧又生成 CO_2。在这一操作中钢罐限制了向炉子中心的铸件的热传输，从而使周期时间延长。因为铸件同矿石会熔结，工作温度受到限制。炉子的精心设计已使钢罐不需密封。加热元件的设计改进已收到节能和减少周期时间的效果。在连续式炉中可以在较短的时间内达到较高的温度。氮用来保持中性气氛。在气氛中控制 CO/CO_2 的比例，可以获得供白心铁用的脱碳气氛。小型白心铸件可能充分脱碳，它们被称作可焊接可锻铁。

·p.727·

15.2.3.6 *应用*

选用可锻铁的主要原因是它的成本低和容易切削加工。它们的用途包括汽车和农机构件、管配件、采矿和电器配件、硬设备、阀件等。可锻铁的使用在断面尺寸、阻尼能力、耐冲击性、热和冷加工以及挠曲方面有限制。

15.2.4 致密石墨铸铁

这些铁，也称作准片状石墨、伪球状石墨或蠕状石墨铸铁，早先被认为是球墨铁的一种变质形式，只是近来在工业上已被接受为铸铁族中的一员，并用来填补在片状石墨铁和球状石墨铁之间的性能空白。它们表现出比同样基体组织的片状石墨铁有较高的抗拉强度、刚性和延性、疲劳寿命、冲击和高温性能。互联的石墨使之与片状石墨铁有类似的物理性能。切削加工性和导热性优于球墨铁，并在耐摇晃、开裂和畸变的综合能力方面胜过片状和球状石墨铁。致密铁的标准还没有定型。

15.2.4.1 *冶金学*

致密石墨铁的冶金学表现兼有片状石墨铁和球墨铁两者的特点。然面，依靠小心的

熔体处理，已成功地生产出保证没有片状石墨和不大于20%的球状石墨，也即是说，至少80%的共晶石墨应是致密石墨或ASTM标准A247IV型石墨。

15.2.4.2 成分

成分方面的考虑与球墨铸铁类同。CEV在熔体处理前应限制在4.0，不然，球状石墨的量会迅速增加。碳含量在3.2wt%—3.8wt%、硅含量在1.7wt%—3.0wt%已经成功地得到采用。

15.2.4.3 凝固

致密石墨铁的共晶凝固显示有其自身特性，晶胞数和片状石墨铁相同。这一低数值，加上石墨长大受致密化元素的阻碍，导致冷却到比相同基本成分的片状和球状石墨铁更低的温度。在复辉以前就达到温度表示对白口敏感，的确，致密石墨铁对白口是敏感的。在薄型铸件，用FeSi后孕育这点不能被克服。虽然生核增加，足以防止形成碳化物，但球体增多到不可接受的程度。需要添加既能增加石墨化潜能又不促进生核的元素。铝具有这种作用。

15.2.4.4 石墨形态

·p.728·

致密石墨共晶晶胞已经观察到是由石墨片以及石墨球体的退化发展来的。典型的显微照片说明，石墨形状是具有较低长度/厚度比的片，但是，在共晶晶胞内以相互联接的簇状长大，长大发生在a和c石墨晶格方向。

15.2.4.5 基体组织

铁的性能对CEV的敏感性比在片状石墨铁小，基体组织的控制和球墨铁相同。然而，致密石墨铸铁具有较大的铁素体化倾向，所以为了得到珠光体基体，可能有必要添加比正常较大量的微量元素或使用复合添加剂。

15.2.4.6 铸造作业

许多铸造特性居于片状和球状石墨铸铁之间。

15.2.4.7 熔炼作业

在选择熔炼方法时要考虑的问题与球墨铸铁类似，尤其需要控制硫含量。

15.2.4.8 熔体处理

致密石墨铸铁的工业开发，取决于成功地控制石墨形态。使用不同的致密化合金已能做到这一点。

(a) 使用以氮化锰铁形式添加氮；

(b) 通过使用FeSi—Mg合金控制欠处理；

(c) 使用含致密化元素（镁、稀土金属、钙）和抗致密化元素（钛、铝）；

(d) 使用稀土或镁稀土;

(e) 用含致密化元素(镁、铈)的合金来处理含较多量硫和钛的基本成分铁。

氮已被用在大断面铸件，但是在断面变化的铸件中，要想得到均匀的组织有困难，并有可能出现与氮有关的铸造缺陷。用不足量镁处理是一种很不稳定的状态，在此硫含量的稍许波动就会给致密化所需的窄的残余镁范围造成困难。在模内而不在包内处理得到最佳的结果。一种与抗致密化的钛相平衡的含镁和铈的处理合金，大大地增加为有效致密化的残余镁含量范围。钙夹杂物使得对于致密化和 Mg/S 比关系的不敏感程度增加。使用铈稀土金属混合物有助致密化。硫含量问题很关键，因为要想有效地产生致密化，在每个硫含量情况下存在一个窄的铈浓度。过量铈会导致白口，孕育剂的存在有助于形成球墨铁。可以利用稀土的平衡(Ce/La)来抵消白口化。Stefanescu(1988)已经对处理合金作过讨论。对每个合金和基本硫含量来说，存在一个最佳的处理温度范围，而与所用的处理合金无关。

15.2.4.9 浇注

·p.729·

致密石墨铁的流动性比片状石墨铁稍小。然而，因为致密石墨铁在同等 CEV 下较强硬，所以，可以用较高 CEV 致密石墨铁得到同样的强度，还显示较好的流动性，以致易于注入小型铸件。致密石墨铁和球墨铁相似，容易形成熔渣，同样必须注意浇道和浇口系统，以防止渣子进入铸件。共晶成分的不同种类灰口铸铁的收缩量分别为：片状石墨铁 4.1%；致密石墨铁 4.8%；球墨铁 7.8%。注入器设计和片状石墨铁相同，便于从片状石墨铁设备转换为致密石墨铁。

15.2.4.10 应用

致密石墨铁大多数力学和物理性能居于片状和球状石墨铸铁之间。这已经使致密石墨铁正在代替片状石墨铁以求获得较高的强度，而在此处不适宜用球墨铁，因为它的铸造特性极差。这方面应用的对象包括曲柄箱、齿轮箱和涡轮装料机罩、连接仪、滑轮、链轮和偏心齿轮。在较高温度下和/或在热疲劳条件下选用致密石墨铁常常比球墨铁好。几种应用归于这一类，包括钢锭模、气缸头、排气总管和制动器盘。

15.3 特殊用途白口和合金铸铁

这些铁与先前所述的合金化铁不同，因为它们含较大的合金量(>3%)，并且不是通过向标准的基本成分铁在包中加添加剂的方法来生产。它们被分成无石墨和含石墨两类，如图 15-16 所示。这些铁以它们的耐蚀、耐高温、和耐磨损性能著称，某些性能列于表 15-9。

·p.530·

15.3.1 耐蚀合金

这一类合金铁包括高镍、高 Ni-Si、高硅和高铬铁。

表 15-9 特殊用途合金铁的某些性能

设计强度和其它性能	BS1591			BS4844			BS3468						高 Cr 铁			低磷铁
	Si 10—14wt%	Si16 wt%	Si 4wt% Mo0.5wt%	Grade 1	Grade 2	Grade 3	Grade F1	Grade F2	Grade S2	Grade S2M	Grade S5S	Grade S6	Cr 15wt% Mo3wt%	Cr 23—28wt%	Cr 30—35wt%	
抗拉强度			140				54	49—57	86	77	90	90				35
延伸率			15—10				2—1	3—1	20—7	25	10—7	15				
硬度	450—520	450—520	200—220	250—400	500—600	400—650	140—220	140—220	140—230	160—250	130—180	120—200	560—750	560—750	250—340	90—120
杨氏模量	124	124	140—200	180—200	180—200	180—200	85—105	85—105	112—130	120—140	112—123	140—150		217	224	80—100
缺口冲击			11—2	12—6					27—15	24	7	27—13				
工作温度	250—0	250—0	800—40	50—0	50—0	50—0	700—40	700—80	700—80	700—200	800—80	500—80		900	1050	900—500
耐热性			*				*	*	*	*	*	*	*	*	*	
耐磨性				*	*	*							*	*	*	
耐蚀性	*	*	*				*	*	*	*	*	*	*	*	*	
耐热震性																*

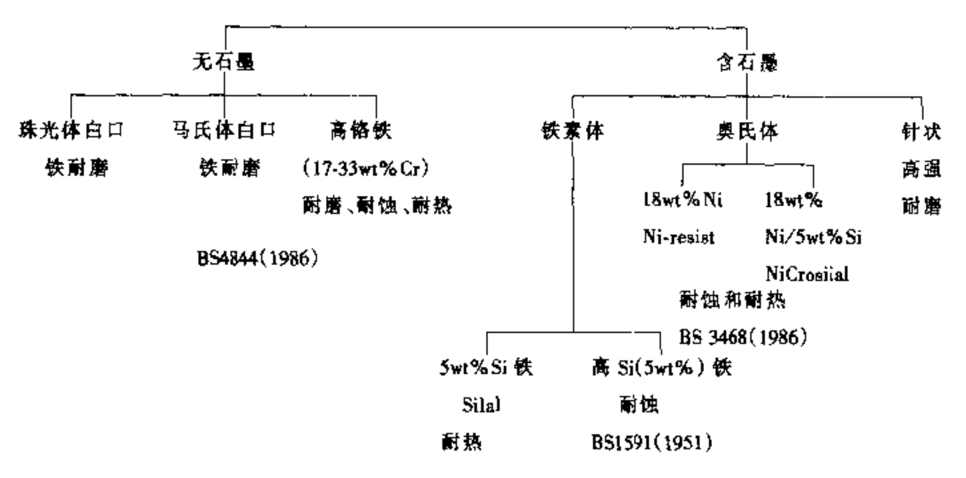


图 15-16 特殊用途和白口合金铸铁

15.3.1.1 Ni-Resist 铁

BS3468 规定的 Ni-Resist 的成分示于表 15-10。镍和铬含量是变化的，以适应腐蚀环境的性质。这些铁用于化工装置，包括硫酸、海水、烧碱和原油处理，它们还大量用在食品加工设备。

表 15-10 BS3468（1986）规定的铁的成分

牌号	成分（wt%）									
	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Nb	P	Mg	
F1		1.5	0.5	13.5	5.5	1.0				min
	3.0	2.8	1.5	17.5	7.5	2.5		0.2		max
F2		1.5	0.5	18.0		1.5				min
	3.0	2.8	1.5	22.0	0.5	2.5		0.2		max
F3		1.5	0.5	28.0		2.5				min
	2.5	2.8	1.5	32.0	0.5	3.5		0.2		max
S2		1.5	0.5	18.0		1.5				min
	3.0	2.8	1.5	22.0	0.5	2.5		0.08		max
S2B		1.5	0.5	18.0		2.5				min
	3.0	2.8	1.5	22.0	0.5	3.5		0.08		max
S2C		1.5	1.5	21.0						min
	3.0	2.8	2.5	24.0	0.5	0.5		0.08		max
S2M		1.5	4.0	21.0						min
	3.0	2.5	4.5	24.0	0.5	0.2		0.08		max
S2W		1.5	0.5	18.0		1.5	0.12			min
	3.0	2.2	1.5	22.0	0.5	2.2	0.20	0.05	0.06	max
S3		1.5	0.5	28.0		2.5				min
	2.5	2.8	1.5	32.0	0.5	3.5		0.08		max
S5S		4.8		34.0		1.5				min
	2.2	5.4	1.0	36.0	0.5	2.5		0.08		max
S6		1.5	6.0	12.0						min
	3.0	2.8	7.0	14.0	0.5	0.2		0.08		max

15.3.1.2 Nicrosilal 铁

这种 Ni-Si 奥氏体铁是在 30 年代开发的，现已大量地被 Ni-Resist 铁替代。

15.3.1.3 Silal 铁

含高硅（14.2—14.75wt%）的这种铁是 BS1591 规定的一种特异耐蚀铁素体铁。它们广泛地用在化学工业和运输强腐蚀液，特别是硝酸和硫酸。通过增加硅含量达至17wt%或添加铬和钼，改善了它们对盐酸和氢氟酸耐蚀能力差的缺点。它们在熔炼时需加小心，因为对氢和氮的容限低，在浇注和模型设计时也要小心，因为这些铁较脆。通常用研磨来加工。

15.3.1.4 高铬铁

高铬（30wt%）、低碳（1.6wt%—2.0wt%）铁应用在兼需耐磨和耐蚀的场合，例如处理飞灰的泵。添加 2wt%Mo 改善对含氯化物环境的腐蚀抗力。

15.3.2 耐热合金

·p.732·

在高温下重要工程应用的铁必须具有良好的高温力学性能、显微组织稳定、耐氧化和抗长大。非合金化灰口铁用在像炉条等很满意，在这些地方长大和起氧化皮是可以容许的。添加微量合金元素，在更重要的用途，如钢锭模、气缸头和排气总管得到良好的效果。对特殊用途来说，铁的种类（片状、致密和球状石墨）和成分的选择要考虑各个方面，以得到力学性能和物理性能的最佳配合。在更严格的服役条件下要使用特殊合金铸铁。

15.3.2.1 Ni-Resist 铁

Ni-Resist 铁依靠镍同锰和铜生成稳定的奥氏体基体，而铬与镍结合形成有效的抗氧化表层。这些铸铁以片状和球状石墨形态生产，后者显示较好的性能，但比较贵。F1 型铁（表 15-10）是为耐腐蚀设计的，但是不可使用球状石墨形态，因为铜含量高。这种铁的主要用途是柴油发动机铝活塞的垫片。F2 型铁用在达到 700℃要求耐热和耐氧化的场合。其它 2 型铁有特殊用途。例如，S2W 型（表 15-10）含低的磷和控制镁含量使之可以进行焊接修补。S5S 型铁具有与 25wt%Cr—25wt%Ni 耐热铸铁相同的尺寸稳定性和抗氧化性。再用 1wt%Mo 合金化可以提高高温下的耐蠕变性。可以采用热处理来消除应力、退火，并使显微组织在工作温度 >450℃时保持稳定。还有用热处理来保证尺寸稳定，S2 合金可用冷处理和再奥氏体化，来提高屈服强度而不影响其它性能。

15.3.2.2 高硅铁

用 4wt%—6wt.%Si 合金化的灰口铸铁，在许多高温用途下可提供低成本的良好服务。高的硅含量能使形成一密实的、粘着的、能阻挡氧气穿透的硅酸铁表面膜。其效能随含硅量的增加而提高。然而，硅量又必须限制，因为更高的硅含量使冲击转变温度提

高到室温以上，使上平台能显著下降。在425℃以上，延性得到回复。用0.5wt%—1wt%Mo合金化使高温强度和蠕变抗力提高。硅降低共晶碳含量，对4wt%Si合金，碳应在3.2wt%—3.5wt%内，对5wt%Si铁，为了避免石墨漂浮，碳含量应为2wt%—9wt%。片状石墨铁Silal是首批开发的耐热铸铁之一。由于其高的临界温度、铁素体基体和细小的过冷D型石墨，使之具有良好的抗长大和起皮能力。球状石墨硅铁使用很普遍，因为它们有较高的强度和延性，得以在较严格条件下工作。它们的组织主要是铁素体，但也可能含晶胞间碳化物和珠光体。采用在 > 900℃温度的全石墨化退火可以消除碳化物。对较高硅铁可应用亚临界退火。虽然它们的力学性能不如Ni-Resist铁，但成本较低、低的蠕变速度和良好的抗氧化能力，使之可与Ni-Resist竞争。硅和Si—Mo铁可用作排气总管、涡轮给料机罩、玻璃模具和工业炉部件。

·p.733·

15.3.2.3　铝合金化铁

铝合金化铁分成两类：含1—7wt%Al的低合金铁和含18wt%—22wt%Al的高合金铁。铝提高石墨化潜能，在这些成分范围可保证得到灰口铸铁，但是铝含量在中间范围时，会降低石墨化潜能。铝提高在高温下的抗氧化能力，还能使铁素体基体稳定。用钼合金化还能进一步改善高温性能。铝合金化铁由于铸造困难，没有得到充分开发。形成夹渣也是个问题，但这可以在浇注前由惰性气体冲洗加以克服。使用阻渣器和精心设计浇道和浇口系统，可阻止氧化物薄片混入铸件。这些铁也易于因氢产生针孔孔隙。建议的用途包括排气总管、盘式制动器转动体、制动器圆筒和活塞环。

15.3.2.4　高铬合金铁

高铬白口铁在高温下具有优良的抗长大和氧化的能力，在不承受严重冲击负荷下使用是不锈钢的低成本代用品。使用的高铬合金铁有三类：

(a) 含12wt%—28wt%Cr的马氏体铁；

(b) 含30wt%—34wt%Cr的铁素体铁；

(c) 含13wt%—30wt%Cr和10wt%—15wt%Ni（使奥氏体在低温稳定）的奥氏体铁。

C含量在1wt%—2wt%范围。成分的选择十分重要，以避免在中等温度下生成σ相，见第12和14章，同时避免在热循环过程发生铁素体—奥氏体转变，它能引起畸变或裂纹。它们的应用包括隔道加热器管、烧结炉支架、燃烧发动机的燃烧器喷嘴和阀座等。

15.3.3　耐磨铁

灰口片状石墨铁在润滑和干滑动条件下用来防止磨损。前者的例子是轴承、活塞和气缸。后者的例子是制动器盘和离合器片。应用白口铁以防止磨粒磨损。主要有两类高合金白口铁。

15.3.3.1 镍铬合金白口铁

·p.734·

Ni—Hard 是第一个开发的合金铸铁。它们相当便宜，是化铁炉熔炼的，是含镍的马氏体白口铁，能保证热处理后奥氏体转变成马氏体。它们含铬，为的是提高共晶碳化物的硬度。在 BS4844 中规定的成分列于表 15-11。最佳成分的选择随断面尺寸和使用意向而定。如果耐磨是首要考虑的，碳应保持在 3.2wt%—3.6wt%。如果冲击负荷是主要的，碳应限制在 2.7wt%—3.2wt%。系列中最近开发的铁是 Ni—HardⅣ，在表 15-11 中为 Grade 2D，它显示出良好的抗冲击能力。这是由于共晶形态从准规则变成碎片。后者相似复合材料的 M_7C_3 共晶组织，比准规则组织的大块碳化物（M_3C）有较高的韧性，Ni—Hard 铁通常在 200—300℃、4h 进行去应力退火，以消除马氏体相变应力和促使残余奥氏体的转变。可用冷处理来补救低硬度的不足。这些低价马氏体白口铁大量用在采矿作业。Grade 2B 铁（表 15-11）用在要求耐磨的场合，如灰管、滚筒端头、碾轮轮箍和分离器闸瓦。Grade 2A 用在要求韧性的地方，如破碎机衬板和粉碎机栓。Grade 2D 具有较高的强度，用于粉煤机台扇形体和处理研磨泥浆的泵涡壳。研磨球是由 Ni—Cr 白口铁制作的。

表 15-11 BS4844（1986）规定的铁的成分

牌号	成分（wt%）									
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	Cu	
1A	2.4	0.2	0.5							min
	3.4	0.8	1.5		2.0					max
1B	2.4	0.2	0.5							min
	3.4	0.8	1.5		2.0					max
1C	2.4	0.2	0.5							min
	3.0	0.8	1.5		2.0					max
2A	2.7	0.2	0.3	3.0	1.5					min
	3.2	0.8	0.8	5.5	2.5	0.5				max
2B	3.2	0.2	0.3	3.0	1.5					min
	3.6	0.8	0.8	5.5	2.5	0.5				max
2C	2.4	0.2	1.5	4.0	8.0					min
	2.8	0.8	2.2	6.0	10.0	0.5				max
2D	2.8	0.2	1.5	4.0	8.0					min
	3.2	0.8	2.2	6.0	10.0	0.5				max
2E	3.2	0.2	1.5	4.0	8.0					min
	3.6	0.8	2.2	6.0	10.0	0.5				max
3A	1.8	0.5			14.0					min
	3.0	1.5	1.0	2.0	17.0	2.5	0.1	0.1	2.0	max
3B	3.0	0.5			14.0					min
	3.6	1.5	1.0	2.0	17.0	3.0	0.1	0.1	2.0	max
3C	1.8	0.5			17.0					min
	3.0	1.5	1.0	2.0	22.0	3.0	0.1	0.1	2.0	max
3D	2.0	0.5			22.0					min
	2.8	1.5	1.0	2.0	28.0	1.5	0.1	0.1	2.0	max

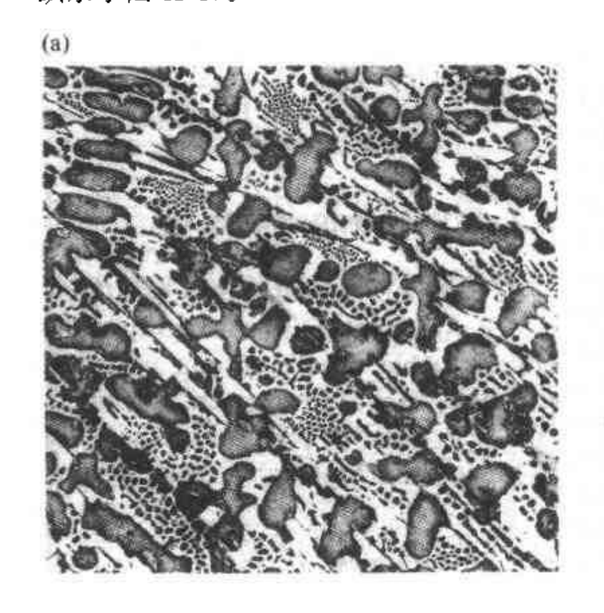
牌号	成分（wt%）									
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	Cu	
3E	2.8	0.5			22.0					min
	3.5	1.5	1.0	2.0	28.0	1.5	0.1	0.1	2.0	max
3F	2.0	0.5			11.0					min
	2.7	1.5	1.0	2.0	13.0	2.5	0.1	0.1	2.0	max
3G	2.7	0.5			11.0					min
	3.4	1.5	1.0	2.0	13.0	3.0	0.1	0.1	2.0	max

·p.736·

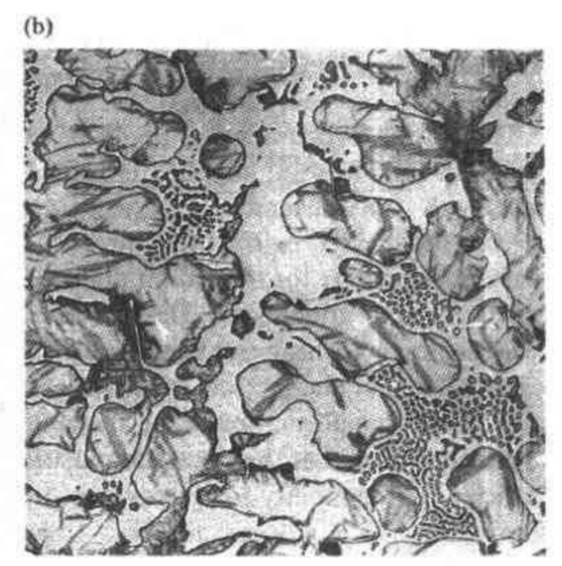
15.3.3.2 高铬-钼合金白口铁

这些铁构成 BS4844 中的 Grade 3，见表 15-11。它们或以奥氏体或奥氏体/马氏体基体的铸态供应，或以马氏体基体具有最大耐磨性和韧性的热处理状态供应。化学成分和热处理必须调整，以适应断面厚度，并促使奥氏体向马氏体转变，同时保证足够的淬透性，以防止形成会大大降低耐磨性的珠光体。含二次碳化物的马氏体基体表现出良好的耐磨性，通常通过热处理获得。凝固时形成的奥氏体由碳和合金元素饱和，是稳定的。需要在 900 1000℃之间热处理使奥氏体不稳定。淬火时形成二次碳化物，淬火是在空气中进行的，以免发生裂纹。铁成分要能调整到断面尺寸特殊的铸件允许空气硬化。碳和铬含量是按凝固时必须形成 M_7C_3 碳化物来确定的。提高碳含量增加碳化物的体积比和耐磨性，但是降低韧性。高碳铁要求小心地冷却以免裂纹。具有最佳耐磨性的合金含铬量在 12wt%和 22wt%之间。当铬含量超过 22wt%时，大部分碳分布到碳化物，低碳马氏体具有较低的耐磨性。较低的铬含量导致形成耐磨性较低的 M_3C 碳化物。热处理的大型铸件正在替代马氏体 Ni—Cr 铁，因为后者太脆，也在替代铸钢件，因为铸钢件虽有韧性，但在采矿、煤和矿物的加工工业中耐磨性不足。特殊用途合金铁典型的显微组织示于图 15-17。

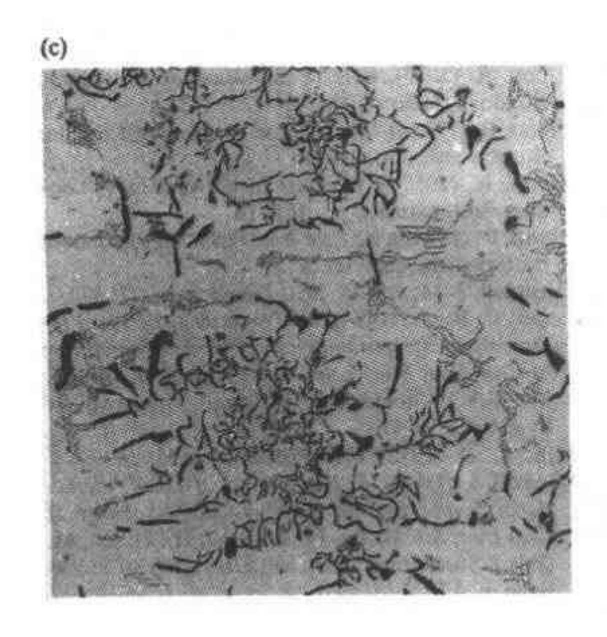
(a)



(b)



(c)



(d)

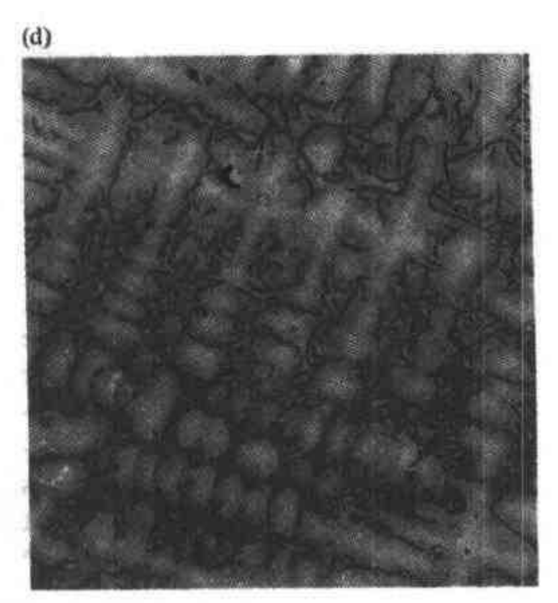


图 15-17 特殊用途铸铁典型的显微组织

(a) 白口铸铁。3.1wt%C，0.49wt%Si，0.48wt%Mn，0.02wt%S，0.01wt%P，0.8wt%Cr，所示组织为已转变为珠光体的初生奥氏体枝晶加上枝晶间 Fe—Fe_3C（莱氏体）共晶，×100（Courtesy B.C.I.R.A.）

(b) Ni—Hard 马氏体白口铁。2.95wt%C，0.68wt%Si，0.78wt%Mn，0.06wt%S，0.05wt%P，4.21wt%Ni，1.86wt%Cr。组织由含马氏体针的先共晶奥氏体枝晶和莱氏体形式的枝晶间奥氏体-马氏体/碳化物共晶组成，×300

(c) Ni—Resist 奥氏体片状石墨铁。2.54wt%C，1.51wt%Si，0.93wt%Mn，0.5wt%Cu，0.03wt%S，0.03wt%P，32.6wt%Ni，3.24wt%Cr。组织为枝晶形式的初生奥氏体加上枝晶间碳化物和片状石墨，×100

(d) 高硅耐热 Silal 石墨铁。2.15wt%C，5.0wt%Si，0.35wt%Mn，0.03wt%S，0.02wt%P。组织为铁素体有心枝晶和过冷枝晶间片状石墨。有几处 Si 碳化物白色区域，×100

15.4 致 谢

作者对 B.C.I.R.A. 提供金相照片和有关铸铁技术许多有价值的论述表示感谢，还要向 F.R.Sale 教授为提供曼彻斯特材料科学中心的设备致谢。

15.5 参考文献

Elliott, R. (1983), *Eutectic Solidification Processing*, London: Butterworths, pp.120—155.

Elliott, R. (1988a), in: *Cast Iron Technology*, London: Butterworths, pp.47—58.

Elliott, R. (1988b), in: *Cast Iron Technology*, London: Butterworths, pp.165—187.

Elliott, R. (1988c), in: *Cast Iron Technology*, London: Butterworths, pp.70—73.

Greenhill, J. M. (1984), *Brit. Foundryman* 77, 370.

Loper, C. R., Jr. (1984), in: *Proceedings of Third International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron, Stockholm*: Fredriksson, H., Hillert, M. (Eds.). Stockholm: Technical University of Stockholm, p.57.

Mills, K. D. (1972), *Brit. Foundryman* 65, 34.
Minkoff, I. (1984), in: *Proceedings of Third International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron, Stockholm*: Fredriksson, H., Hillert, M. (Eds.). Stockholm: Technical University of Stockholm, p.37.
Rouns, T. N., Rundman, K. B., Moore, D. M. (1984), *A. F. S. Trans*. 92, p.815
Stefanescu, D. M., Hummer, R., Nechtelberger, E. (1988), *Metals Handbook*, Vol. 15. Metals Park, OH: A. S. M. International, pp.668—670.
Voigt, R. C. (1989), *Cast Metals* 2, 71.
Warda, R. D., Whiting, L. V. (1982), *A. F. S. Trans*. 90, 883.
Warda, R. D., Whiting, L. V. (1983), *A. F. S. Trans*. 91, 729.
Wilford, C. F. (1981), *Brit. Foundryman* 74, 153.

一般阅读材料

Angus, H. T. (1975), *Cast Iron*, London: Butterworths
Ductile Iron Molten Metal Processing. 2nd Ed. (1986), American Foundryman's Society.
Elliott, R. (1988), *Cast Iron Technology*, London: Butterworths.
Iron Castings Handbook (1981), Iron Castings Society Inc.
Metallurgy of Cast Iron (1974): Lux, B., Minkoff, I., Mollard, F. (Eds.). Geneva: Georgi Publishing Company.
Metals Handbook, Vol. 13 (1988). Metals Park, OH: A. S. M. International.
Metals Handbook, Vol. 15 (1988). Metals Park, OH: A. S. M. International.
Minkoff, I. (1983), *The Physical Metallurgy of Cast Iron*. New York: Wiley Interscience Publications.
Nechtelberger, E. (1980), *The Properties of Cast Iron up to 500℃*. Stonehouse, U. K.: Austrian Foundry Research Institute, Technology Ltd.
Physical Metallurgy of Cast Iron (1985): Fredriksson, H., Hillert, M. (Eds.). London: Elsevier Applied Science Publishers.

16　钢的焊接

Peter T. Houldcroft

Formerly The Welding Institute, Abington, Cambridge, U.K.

(田志凌　译)

目录

符号与缩语表

H	热
I	电流
R	电阻
t	时间
T_m	熔点（K）
V	电压
ω	焊接速度
AC	联结模式
AF	针状铁素体
BI	碱度系数
CCT	连续冷却相变
CTOD	裂纹尖端张口位移试验
DCEN	直流正接
DCEP	直流反接
FN	非联结模式
FP	先共析铁素体
GF	晶界铁素体
GMA	金属极气体保护电弧
GMAW	金属极气体保护电弧焊
GTA	钨极惰性气体保护电弧
HAZ	热影响区
HSLA	低合金高强度
IIW	国际焊接学会
IIWCE	国际焊接学会碳当量
MAC	MAC 组元
MIAB	磁激励电弧对接
MR	抗湿性
REM	稀土金属
SAW	埋弧焊
SMAW	手工电弧焊

WF	魏氏体
WW2	第二次世界大战
YAG	钇铝石榴石

·p.742·

16.1 引　　言

16.1.1 历史

自古铁匠就用锻造的方法焊接铁，但在19世纪钢开始替代铁以后，此方法焊接钢并不那么成功。此方法焊接熟铁所以容易，主要在于熟铁中含有低熔点渣，锻造时熔化的渣被挤出，使得洁净的表面紧密接触，形成压焊接头。锻焊还受接头形式的限制，它更适于连接棒材，而不太适于连接容器和桥梁用的板材。

依靠热源局部熔化金属的现代焊接方法是从19世纪末期开始与锻焊竞争的，当时人们已拥有用于照明的热源，用来照明的乙炔和电弧直接带来了氧乙炔气焊及最初的碳弧焊和后来使用的金属极电弧焊。(碳弧焊）碳棒形成直流电弧的正极，为接头仅仅提供热量。金属极电弧焊，电弧即熔化工件，也熔化作为电极的钢丝，熔化了的金属丝被熔敷进接头中。后来人们发现在钢丝表面包一层药皮使焊接更容易，焊缝金属的性能也得到改善。大约在发明碳弧焊的同时，人们发现给压紧的两个工件通电流产生电阻热也能将工件焊接在一起。

在工业界，早期焊接方法的发展很快引起了科学家们的注意。碳弧焊是由俄国人贝那多斯在1881—1885年之间发明的，他和波兰人奥斯泽尔斯基一道获得了最早的实用焊接方法的专利。用光焊条焊接的方法并没有很好地树立起来，但俄国斯拉维诺夫和美国考芬都声称是最早的发明者。涂层焊条电弧焊（即手工电弧焊）是凯尔博格1907年在瑞典发明的，这种方法在钢丝表面涂一层石灰，仅适用于直流焊接。1909年英国斯卓门格发明了无疑很多年最成功的涂敷焊条，在钢丝表面涂敷一层兰石棉，这种焊条适于交流焊。

美国人汤姆森1887年公布了他发明的电阻焊方法，另一美国人考芬在其后不久发明了其它的电阻焊方法。在法国，由于勒·沙特里1895年对火焰的测量，导致福凯和皮卡在1901—1903年间发展了氧乙炔焊。在德国，高德施密特1900—1902年用铝热剂法连接铁棒、钢轨及其它厚重部件获得成功。在铸钢车间里，用铝还原氧化铁产生的过热金属进行现场铸造。

·p.743·

火焰、电弧、电阻这三种局部加热的方法再加上铝热剂方法形成了1914年以前发明的焊接方法的基础，被称为老焊接方法。它们开始用来进行补焊，随着对其信任度的积累，也用于制造焊接。这些老的方法包括氧乙炔焊、碳弧焊、(光焊条）明弧焊、手工电弧焊及各种电阻焊方法，如点焊、缝焊、对焊和闪光焊。到1935年，这些方法的发展与铆接相比得到了认可，这使得第一次主要的“焊接技术现状”会议在伦敦举行，来自世界各工业化国家的150篇论文到会宣读。

在第二次世界大战中及其前期的军备扩展中，焊接起到了重要作用。正是在这个时期，即1935—1945年，开发了机械化电弧焊，因为需求紧急，焊接的优势（尤其是节

省重量和加快生产）被一个又一个例子所证实。由于二次世界大战期间焊接的成功，在1945年以后的一个时期进行了大量的研究开发，许多能够产生局部热量的新方法被发现，并在世界范围内不懈地努力将科学、冶金和工程原理用于焊接技术的开发与应用。研究的主要问题包括大焊接结构的灾难性的脆性断裂，钢热影响区氢致裂纹和焊接接头的疲劳破坏。焊接技术开发的这一时期恰恰与当时新建立的材料实验室开发的新钢种和其它合金对焊接的需求同步。二次世界大战后的25年，即1945—1970年，是新技术时期，许多新的焊接方法得以开发，如钨极氩弧焊、金属极气体保护焊、摩擦焊、电渣焊、扩散焊、爆炸焊、等离子弧焊、超声波焊、磁激励电弧焊、电子束焊和激光焊。

1970年以来，没有开发出根本上新的焊接方法。但是，为了改善焊接工艺及提高焊接质量，对设备进行了大量的完善化，主要体现在焊接控制和自动化方面，如弧焊方法中脉冲技术的引入和机器人在金属极气体保护焊中的应用。许多焊接设施实现了计算机控制，用于自动生产中复杂的程序化过程，也有一些设计来适应操作过程中的非理想性变化或对其发出警告。1985年，实现了智能焊接系统与计算机专家系统的结合。表16-1对焊接技术的进展进行了总结。

表16-1　焊接技术的进展

1880年以前	铁匠方法
1880年至1945年	老方法
1880年至1914年	发明
1914年至1935年	发展
1935年至1945年	大规模生产
1945年至1970年	新方法的发展，研究焊接问题
1970年至1985年	工艺与质量
1985年至现在	智能焊接系统

16.1.2　焊接的重要性

·p.744·

焊接在制造业的广泛应用对工厂和工程构件的设计、外形和运行产生了重大的影响，将现代的桥梁或建筑结构与50年前的铆接结构一对比就能一目了然。现代的桥梁有着平滑美丽的曲线，而老桥梁有复杂的搭接接头和一排排的铆钉。在40年代焊接取代铆接结构时所做的一项调查表明，焊接消除了搭接接头和铆钉可节约10%—15%的重量。焊接比铆接快，且一般接头强度比机械连接强。焊接接头刚度大，允许应力轻易地通过接头传递、这使得钢结构的塑性设计概念成为可能并从而进一步节约钢材。因为消除了铆钉头和搭接接头，消除了潜在的腐蚀点，并使结构的油漆和维护更加容易。焊接对电站和石油炼制设备的制造也产生了同样重要的冲击，在能够应用焊接之前，管接头都是通过法兰和密封圈用螺栓卡在一起的，与之相对比，对接焊接接头平滑、紧凑、长久，并允许更高的压力，运行效率更高焊缝在船舶、桥梁和炼油设备这些明显的地方以外也能看到，汽车上有许多焊接，在车身、传动和齿轮上都有。许多以前用铸造或锻造方法制造的复杂形状的构件现在用棒、板或钢材焊接制造、材料上更经济，然而其主要优点在于以前需委托铸造的现在在车间里就可以制造，减少了不必要的推延。

人们经常忘记焊接使得制造车间更安全，工作环境更好这一点。铆接尤其是热铆

接，从引起人身伤害角度看即危险又有噪音。焊接越来越机械化、自动化、省确了焊工的体力和枯燥。

16.1.3 局限性及热的作用

所有的连接方法都有其局限性，因为构成焊接的材料永远不会与被连接材料完全一致，因而，接头整体上与制造结构或构件的材料相比受到材料性能的限制。在焊接术语上，结构用金属被称为基材或母材，在欧洲不用基材这一术语，因为历史上基材这一术语经常用来将铜及其它合金与贵金属金、银区分开来。与母材相比，焊接接头耐蚀性差、拉伸强度低、疲劳性能差、断裂韧性低，并有可能含有缺陷，成为运行中的隐性危险。

一些金属如铝、铜能冷焊，而钢不加热是不能焊的。与焊缝相邻的金属从而被加热和冷却，其程度和速度取决于所用焊接方法和工艺，它有三个重要后果，分别是金相组织变化、在焊缝和热影响区中可能出现缺陷，以及产生内应力。内应力将不可避免地会引起工件变形，还会有助于缺陷的形成及进一步的破坏。

·p.745·

多数缺陷的起因已搞清，仔细可以将其减少至低水平。以完全不产生缺陷为目标是昂贵的，也是不可靠的，一般都是集中精力消除在特定应用条件下应该避免的某些缺陷的危险，这被称为“合理适用”原则，它在有关如压力容器和海洋设施的脆性断裂方面得到了特殊的应用（见第6卷第8章）。在这些应用场合，重要的是在选择材料和开始焊接前准确决定要达到什么标准。焊缝的无损检测已高度发展，所用方法中最多的是着色、磁粉、射线和超声波探伤，无损检测是昂贵的，幸亏许多非重要焊缝无常规要求。然而，对任何新的应用通常都进行认真的检测，以便建立材料的选择和焊接工艺及在生产中控制这一工艺的实施。焊接缺陷的性质和起因在后面讨论（见16.4节）。

焊接热使得焊缝和软化了的热影响区在周围较冷的金属的阻碍下膨胀，产生塑性变形，冷却时焊缝和热影响区收缩，最后处于拉伸状态。如果结构不是刚性的，将导致明显的变形，薄金属会翘曲或扭曲，厚金属会弯曲，甚至最重的结构结果也会在某一维的尺寸比其它的短一些。对于有经验的制造者来说，这并不是一个严重的问题，他们采用一些方法来控制变形，包括使用最少量的焊缝金属。围绕着中性轴对称地布置焊道、施焊之前采用反变形、以及使组装件在重要方向的变形受到拘束而在其它方向自由移动等。如果以上措施不充分，还可以采用热或机械的方法将整个结构矫正同要求的形状。焊后产生的应力会导致焊缝和热影响区中产生裂纹，并有利于脆性破坏和疲劳破坏（见第6卷第10和11章）。

许多焊接结构在焊后都在600℃左右进行消除应力热处理，通常当焊件在焊后需机加工的情况下是必要的，因为这将防止加工过程中工件的移动。消除应力热处理也可用为减少产生灾难性脆性破坏的危险（见第6卷第11章）。

焊接变形量在很大程度上取决于所用的焊接方法，与热效率低的能源的方法相比，使用高密度能源的方法产生较小的变形。1.5mm厚钢板对接焊缝用氧—乙炔焊将会产生几毫米宽的热影响区并造成严重的翘曲，同样的焊缝如采用激光焊，所形成的热影响区仅有0.5mm宽，所产生的变形很难看得出来。

16.2 焊接方法

16.2.1 基本焊接方法

·p.746·

取决于如何定义，总共有30—50种焊接方法，且几乎全都能用来焊接钢。其中一个例外是冷压焊，焊接时工件被挤压在一起，产生焊接所需要的塑性变形，致使工件表面的氧化膜被挤出，裸露的金属达到原子规模的接触，实现焊接。此方法被称为固态焊，即焊接时无熔化现象发生。冷压焊只适用于诸如铝和铜这样塑性很大的金属。

每一个焊接分类方法在某一方面都有漏洞，但如果依据热的提供方式及接头的清理和防止周围大气污染的方法来考虑焊接方法还是十分有用的。这里根据热源类型分类如下：

(1) 化学反应热，火焰热；

(2) 焊剂（涂料）电弧焊；

(3) 气体保护电弧焊；

(4) 电阻焊；

(5) 固态焊，包括机械生热的方法；

(6) 高能束焊。

16.2.2 化学反应热方法

16.2.2.1 火焰（气焊）

热通过对流和辐射从火焰传到工件。根据斯蒂芬-玻尔兹曼定律，辐射与温度的4次方成正比，因此，火焰的热量只有一小部分是靠对流传递的，在选择燃气时火焰温度依然是要考虑的一个重要因素。

在所有可以选择与氧气一起使用的商用燃气中，乙炔的火焰温度最高，是最受欢迎的焊接气体。其它燃气，如丙烷，具有较低的火焰温度，从来不被用来焊接钢，尽管它们适用于金属切割及一些有色金属的钎焊和焊接。

焊接火焰是通过焊枪燃烧等体积的氧气和乙炔产生的，氧气和乙炔被压缩至200bar存于气瓶中，通过减压阀和压力表供气。乙炔在超过2bar（30psi）的压力下变得不稳定，必须存于装有浸满着丙酮的多孔性填料的气瓶中。这样熔解的乙炔可以安全地压缩至200bar的压力。在燃料气体装置上通常装有称为回火保险器的保险装置，如果发生焊枪回火，它能防止火焰进入气瓶。取决于喷嘴的尺寸，气瓶向焊枪提供的气压是变化的，小尺寸喷嘴的气压为0.14bar，尺寸越大气压越大。对于任何尺寸的喷嘴，气压的上限为产生粗糙的火焰、而下限火焰太软。喷嘴依据在某一典型火焰时一小时所通过的气体来确定。氧与乙炔的完全反应式为：

$$2C_2H_2 + SO_2 = 4CO_2 + 2H_2O \tag{16-1}$$

但也有产生CO，H和H_2的中间反应。

火焰有三个部分。靠近喷嘴的小亮蓝白色区称为焰心；在此之外是一蓝色火焰区，在此区中发生氧乙炔基本燃烧；再外边为外焰，在此区中与侵入空气产生二次燃烧：

$$4C_2H_2 + 2O_2 = 4CO + 2H_2 \qquad (16\text{-}2)$$

（基本燃烧）

$$4CO + 2H + 3O_2 = 4CO_2 + 2H_2O \qquad (16\text{-}3)$$

（利用侵入空气中的氧）

火焰最热的部分正好在焰心之外，焊接时就是将这一部分置于工件表面附近。在这一基本燃烧区，火焰中含有一氧化碳和氢，在焊接碳钢和 C—Mn 钢时足以还原氧化物，产生洁净的焊缝。然而，不锈钢和其它金属表面的氧化层只有在附加焊药时才能被还原掉。

当乙炔过量时，基本燃烧区含有亮的未燃烧的碳，使此区呈白色。随着氧的比例的增加，白色区缩减直至在焰心端部形成淡淡的白雾，这就是通常焊接用的中性焰。进一步增加氧的比例，焰心端部淡淡的白雾消失，焰心略微收缩，形成氧化焰。

随着弧焊和其它焊接方法的发展，气焊现在只用来焊接小于 5mm 的薄钢板，火焰热源的扩散性本质使得焊工能很好地控制熔池。它适用于连接接头的间隙。厚金属坡口焊不能从另一面施焊时也可用它打底。

氧乙炔焰广泛用于焊接以外的工艺，如钎焊，预热、清理及气割。用于气割时，通过火焰中心喷出高速切割氧流，火焰使钢预热，高速氧流引起钢的局部氧化（燃烧）形成氧化物流体，再被气流吹掉。氧乙炔气割是钢制造业中最重要的火焰应用，它用来将管子和钢材切割到所需要的尺寸、将钢板切成不同的形状。焊接坡口也用气割加工成形，有时同一切割头同时装三个焊枪。许多钢板成形切割机有好几个切割头，并用计算机控制，能对各种形状编程，使得钢的切割损失量降至最小。

16.2.2.2 铝热剂反应

铝与氧化铁反应生成氧化铝和铁，并放出大量的热，所放出的热足以使得反应物处于温度超 2000℃的液态。

将反应产生的熔态铁浇铸到被连接的工件间，完成焊接。焊接设备有坩锅（底部开一孔、用密封针封着）和用来支撑被连接工件的铸形组成。将氧化铁、铬粉、废金属和合金（后者用来实现所需求的焊缝成分）的混合体放入坩锅中，该混合体称为热剂，它在 1300℃以下是不会反应的，反应需要一启燃剂（如镁）来启动。Thermit，即热剂，这个词是一注册品名，但还是被用来明示这一方法。当反应完成时，比钢轻的氧化铝浮在钢液上面，钢液通过坩锅的底部浇铸到铸形中。（见图 16-1）。

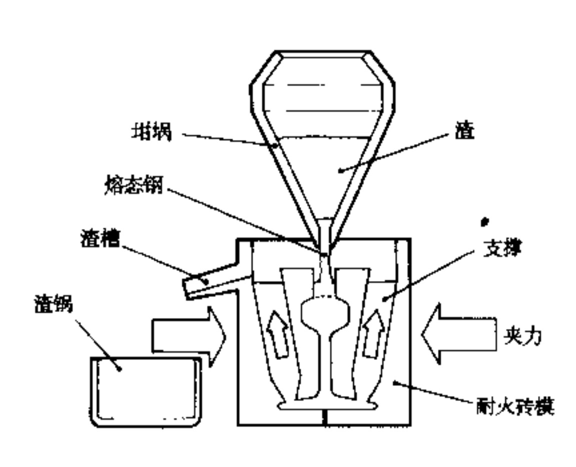


图 16-1　热剂焊（在钢轨焊接中的应用）

·p.748·

热剂焊适用于现场焊接和无电源供应的边远地区的焊接，它一时曾用于造船业大部件的焊接和补焊，但它的主要用途是焊接铁路和有轨电车轨道的焊接，也正是在这一用

途上 80 年前开发出热剂焊。

16.2.3 焊剂（涂料）电弧焊

16.2.3.1 手工电弧焊

光焊丝明弧焊产生低质量的焊缝且难以使用，尽管直到 30 年代它还在有限地使用。在焊丝外表涂一层药皮为电弧和热金属提供了大气防护，使电弧更稳定，并允许加入合金实现所要求的焊缝化学成分（见图 16-2）。在涂层焊条起源地的欧洲这一方法称为手工焊，这一方法用最简单的设备生产出高质量的焊缝，直到最近手工焊所熔敷的焊缝金属都比其它任何方法的多，尽管现在它已被金属极气体保护焊和药芯焊丝方法所取代（见 16.2.3.3 节和 16.2.4.1 节）。

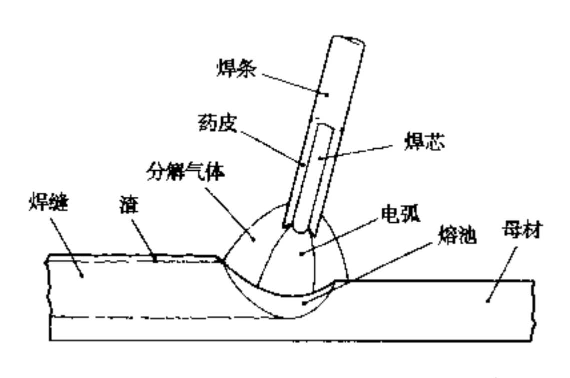


图 16-2 手工电弧焊（SMAW）

焊条夹持在绝缘的焊枪上，通过电缆连到与使用直流或交流电源的电焊机相连接。一般人们更喜欢交流电源，因为它更简单且对焊接电流在工件上产生的磁场所引起的电弧偏吹不太敏感，然而，有些焊条（如高合金钢、有色金属）不适用于交流焊。焊接电源的电压一般至少为 60V，但起弧后工件和焊条之间的电压为 20—35V，当在潮湿环境施焊时，采取的附加安全措施是在电源上装一降压装置，熄弧时自动降低电压。
·p.749·

交流电源由变压器和调节器组成，变压器将动力电压降低，调节器通过改变电路的电抗来控制电弧电流。一些可能的安排有（a）动铁芯式：附加铁芯在变压器磁场中里外运动；（b）动圈式：线圈间的距离可变；（c）分接电抗器：变压器的输出通过二次线路上的分接轭流器；（d）磁放大器：通过给附加绕组通直流电流来改变轭流器的电抗。磁放大器式调节器的一个特别优点是易于通过在另一条线路上用可调电阻控制直流输入来进行遥控。

直流电源主要有三种型式（a）变压器整流器式，在变压器和调节器之后跟一个整流器，一般是硅整流器；（b）电子式，用可控硅和晶体管控制电流；（c）逆变式，通过逆变体将交流电整流、消波来产生高频交流，转变到焊接电压，并最后再一次整流。

电子式焊接电源机动性强，可以提供脉冲直流式方波交流，可以对动力电源的波动进行补偿，从而输出恒定，焊接质量更稳定。

逆变电流可以减轻电源的重量，因为同样功率的高频电源要比低频电流小，这类电源适用于轻巧性比较重要的场合。

焊条的涂层主要有三种类型：纤维素型、金红石型和碱性。每一种药皮中都会有铁合金形式的合金元素，以达到所要求的锰、硅和合金含量。药皮中还含有铁粉，加入铁粉的理由有两个，一是提高熔敷速率，二是改善工艺性能。

药皮中含有铁粉、焊接更平稳，因飞溅所造成的金属损失更少，焊接电流更大，还能增加熔敷速率。铁粉成为焊缝金属的一部分，因而提高了单位时间所熔敷金属的重

量。药皮中无铁粉时，只有 80%—90%焊条芯被熔敷，其余都以飞溅的形式损失掉，称金属回收率为 80%—90%。当药皮中有铁粉时，金属回收率能达到 170%焊条芯金属的重量，这取决于药皮中铁粉所占的比例。这些优势表明铁粉焊条与普通类型焊条相比焊接速度更快、更经济。

纤维素型焊条药皮中有很高的纤维素含量，它在电弧中分解释放出氢气。氢气作为保护气体，与其它类型药皮相比电弧电压更高，其结果是电弧中的能量或热量更多、熔深比其它类型药皮大。纤维素焊条产生的焊渣很少，因而适用于焊渣会对操作产生影响的焊接技术，如焊接薄件和管道多用的立向下焊。电弧气氛中氢的存在导致焊缝金属中氢的焊量相对较高，后面将讨论到（见 16.4 节）焊缝中的氢能导致称为热影响区裂纹的缺陷。幸运的是应用这种焊条的薄板低强度钢结构不会有氢致裂纹问题，而强度较高的管线钢焊接就必须控制焊接速度和熔敷方法，以防这类缺陷的发展。

·p.750·

金红石型药皮含有较高含量的金红石——一种天然形态的氧化钛。这类焊条焊接过程平稳、飞溅低，在低空载电压下工作，易于起弧，它的一个特征是角焊缝即不凸也不凹。金红石焊条焊缝金属对一般用途的低碳低强钢而言是足够好的，而对较高强度钢或厚件而言韧性不够高。这里不能对强度和厚度下个简单定义，但在后边将会讨论。金红石焊条熔敷金属的氢含量可达到 20ml/100g 左右，在焊接高强大厚度金属时为避免热影响区氢致裂纹必须采取防范措施（见 16.4.2.1 节）。

碱性药皮主要含有大理石形式的碳酸钙和萤石形式的氟化钙，在电弧中，产生 CO_2 保护焊缝，强烈的熔渣与熔池金属之间的化学反应生成纯净、高韧性的高质量焊缝金属。碱性焊条熔敷金属本质上含氢量低，如果对焊条进行烘干处理，氢含量能低于 5ml/100g。因此，碱性焊条用于强度高于 440MPa 的 C—Mn 钢和低合金钢以及焊缝拘束度高的厚板复杂接头的焊接。碱性焊条的低氢特征使其成为焊接碳当量高于 0.41 的钢种的常用选择（见 16.4.2.1 节对碳当量的定义）。为了获得低氢的优势，碱性焊条必须在干燥环境中贮存且焊前必须再次烘干。尽管再次烘干的温度一般在 100℃左右，但在必须认真防止热影响区裂纹的情况下可能会推荐几百度的烘干温度。近来手工焊条的开发改善了一些类型的碱性焊条阻止吸潮的能力，这类焊条称为 MR（防潮）焊条。

碱性焊条脱渣不象金红石焊条那么容易，焊道是凹的，多层焊时需要认真清理，保证在焊接后序焊道前将焊渣清除。

·p.751·

尽管 C—Mn 钢焊缝金属的碳含量一般在 0.10%以下，其强度要比从化学成分所预期的要高得多，这是因为应变和高的冷却速度使得焊缝金属位错密度高的缘故。实际意义上这意味着熔敷非合金化焊缝金属的焊条的强度足以用来焊接许多低合金钢。然而，在焊接抗蠕变钢和低温钢时要通过焊条药皮填加合金。耐热钢要填加铬和钼，加镍是为了改善低温性能（见第 11 章）。不锈钢焊接一般都采用不锈钢焊条芯，不锈钢主要依赖铬在溶液中的保护作用来保证其耐蚀性，所以必须防止铬形成 $Cr_{23}C_6$ 型碳化物，可以采用两种手段，其一是用 Ti 或 Nb 这样的强碳化物形成元素把碳固定下来，其二是生产非常低的碳含量的钢。不锈钢焊条提供低的碳含量。但若要求固碳时必须用铌而非钛，因为钛不能很好地通过电弧过渡。对于耐磨部件的硬面堆焊，有时须熔敷含有大量碳化物

的金属，为此可用填充碳化物粉的药芯焊丝。因此，简单地改变药皮配方手工焊条就能焊接多种金属和合金。电焊条的规格按焊芯直径一般在1.6—6.3mm，偶而会更大一些，小尺寸焊条一般用来焊接薄板或多层焊的打底焊道。3.2mm以下的钢板都无须加工坡口实现对接焊，熔池完全熔透整个接头。5mm以上的金属必须加工坡口，如V型坡口或X型坡口，来保证根部的熔合及装填焊条熔敷金属。

手工焊（SMAW）是最重要的通用焊接方法，一般用来焊接钢和硬面堆焊，设备经济、简单、轻便，其应用领域有造船、金属结构、工厂、通用工程、修理和维护，其主要缺点是它是一个间断式过程，不能用机器连续焊接。

16.2.3.2　埋弧焊

埋弧焊使用成盘的焊丝，是个连续的弧焊方法，焊接电流在接近电弧处引入，电弧和熔池都被从电弧前面的管中加入的粉状焊剂所覆盖，如图16-3和图16-4所示。焊剂的作用与焊条药皮相同，通过将各组分熔炼后再粉碎的方法或将混粉烧结的方法制造焊剂。送进的焊剂并不是全部都熔化，

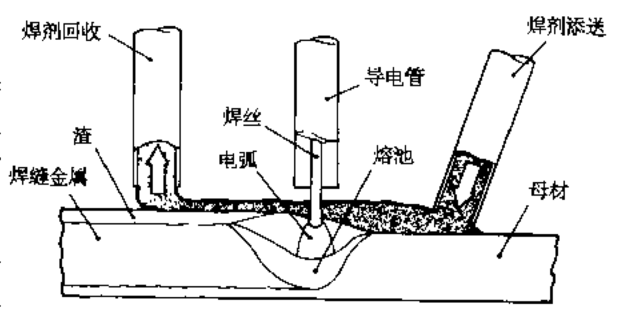


图16-3　埋弧焊


图16-4　埋弧焊设备

未熔化的焊剂通过一真空系统回收，过筛后再用。因为焊缝被焊剂完全覆盖，所以见不

到电弧光，火苗和烟尘也很少。熔渣凝固时使焊道成形，得到平滑的焊缝和表面，焊丝通过电弧附近的导电槽或导电管与电流连接。该方法最初是作为机械化焊接方法而开发的，通过送丝辊能将直径 6mm 以下的焊丝送进。然而，也有半自动化形式的埋弧焊，导电槽和送丝装备被--机动的导管分开，通过它送人 1mm 直径的丝，这种安排允许焊枪（导电槽和送丝嘴）能用手把持操作。

根据应用要求可使用不同类型的焊剂。锰硅型焊剂产生中等的强度和韧性，对被焊钢板表面的铁锈不敏感，可以实现高速焊，但它不适用于多层焊，因为从焊剂中还原出的锰和硅会使焊缝中这些元素的含量累加起来。碱性大一些的焊剂氧化硅的含量低一些，含有一些氧化铝，这类焊剂多层焊焊缝韧性好，强度好，熔敷金属中氧和夹杂的含量低，这也是其 V 型缺口冲击试验和裂纹尖端位移试验（见第 6 卷第 11 章）所测得的韧性值高的原因。

焊剂的碱性可以用碱度系数表示，有几种计算公式，国际焊接学会推荐的公式为

$$BI = \frac{Ca + CaF_2 + MgO + K_2O + Na_2O + 1/2\ (MnO + FeO)}{SiO_2 + 1/2\ (Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)}$$

式中，氧化物（或氟化物）含量为重量百分比，BI 小于 1 的为酸性，1—1.5 之间的为中性，1.5—2.5 的为半碱性，大于 2.5 的为碱性。

·p.753·

因为焊剂将电弧包覆起来避免了飞溅，从焊丝金属回收率而言埋弧焊是非常有效的，其效益几乎达 100%。埋弧焊的热效率也较高，达到 60%，相比之下手工焊一般只是它的一半。与药芯焊丝气体保护焊相比，它可以用高得多的电流而不会产生飞溅损失。多数情况下焊接电流在 500—1000A 之间，尽管可能用到 4000A 的电流，但还是很少采用，因为如此大的电流会产生过大的熔深，熔池大、冷速慢，产生焊缝裂纹的危险性增大，且缺口冲击韧性低。焊接薄板时也可以用小到 150A 的电流，但其高电流的能力使得埋弧焊特别适用于厚板焊接或要求高熔敷速率的场合，熔敷速率取决于焊接电流是弧焊方法生产率的一个重要方面。

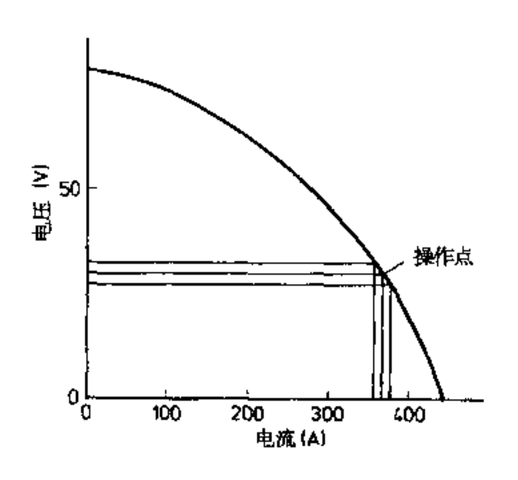


图 16-5 恒电流（降特性）电源伏特安培曲线，显示在 30V 工作电压 ± 5V 变化时电流的变化。对照图 16-6 恒电压（平特性）电源同样幅度电压变化引起的电流变化较大

因为埋弧焊是一种机械化的方法，必须有自动控制电弧长度的手段。幸而电弧长度和电弧电压有着直接的关系，这使得人们可以通过电弧电压控制焊接过程。有两种系统：

（1）对于直径大于 2.0mm 的焊丝，将电弧电压与参考电压相对比，其结果用来控制送丝马达的转速。电弧长度过低（电压低）时要求降低送丝速度，过长时增加送丝速度。这一系统经常称为电弧电压控制系统，它要求焊接电流具有恒电流特征，如图 16-5 所示。

（2）焊丝直径小于2mm时可以采用自调节系统，所用焊接电流具有恒压性，送丝速度设在预定值，当电弧长度（电弧电压）有变化时，与恒电流电源相比将引起更大的电流变化，如图16-6所示，电流的变化改变焊丝的熔化速度。使得焊丝端部靠近或远离工件。如果电弧增长，电弧电压相应会增长，于是电流和熔化速度都降低，致使电弧变短，反之亦然。这一自调节系统对于金属极气体保护焊尤其重要，这将在16.2.4.1节讨论。

·p.754·

对于给定电流、直流反接（DCEP）熔深大，焊道形状好。直流正接（DCEN）电弧熔深浅一些，但熔化速度更高一些。交流电弧位于两者之间。

图16-6　恒电压（平特性）电源的伏特安培曲线

焊接规范的影响可以总结如下：

（a）电流：增加电流，熔深增大，熔敷速度增加。

（b）焊丝直径：每一尺寸的焊丝能负载一定范围的电流。在任何电流下小直径焊丝的熔深更大，因为电流密度更大。

（c）电弧电压：较高的电压产生宽，平的焊道，母材的稀释率也更大一些。

（d）焊接速度：提高焊速将减小焊道的宽度。

（e）焊丝角度：焊丝向前指向母材产生宽而浅的熔深，向后指向焊道则产生窄而深的熔深。

（f）干伸长度：指从导电槽到焊丝头的距离。当干伸长度从25mm左右的正常长度增加时，焊丝受到的电阻热增加，因此熔化速度增加，而熔深减小。在金属极气体保护焊和药芯焊丝电弧焊时这一作用也是重要的（见16.2.3.3节）。

有许多不同的埋弧焊方法，最重要的是采用多于一根的焊丝，双丝系统已较常见，三丝系统在大构件建造中也时有使用。除特种应用条件以外，如管道焊接，很少采用三根以上的焊丝。完成接头焊接的速度与所用焊丝数量成正比。对于多丝焊而言，围绕每一焊丝产生的磁场会使电弧偏吹，具有相反极性的电弧会分散，而具有相同极性的电弧会向一起靠拢。对于电弧偏吹会引起问题的场合，要么电弧之间必须有足够的距离将其分开，要么需仔细地选择极性，通常的安排是前面的焊丝用直流反接而中间或后边的用交流。

将铁粉加到焊剂的前面，或者使用电磁场将铁粉吸附到焊丝上，都能增加熔敷速度，需注意的是铁粉并不象焊条药皮那样混在焊剂里。

埋弧焊用于平焊位置的对接焊缝或角焊缝，单丝焊机通常安装在自推式小车上，上边装有焊剂漏斗和焊丝盘，另一种是将焊机装在横跨工件的机架式梁上（多丝焊常用方法），或者是工件在机器下边的操作器上旋转。埋弧焊生产效率高，C—Mn钢、合金钢和不锈钢都能产生优质焊缝。对其做适当的改造，如用焊带代替焊丝，可以用来在C—Mn钢上堆焊不锈钢。埋弧焊应用广泛，尤其是在造船、结构工程和炼油厂。

·p.755·

16.2.3.3 药芯焊丝焊接

将粉剂引入电弧和熔池的另外一种途径是将其装在空心电极里，制造方法是将细粉填入到折叠成形为管状或类似形状的钢带里，在钢带闭合成管状之后通过冷拨减径。根据制造商意愿，钢管的折叠形状是不一样的，有的折叠成对接，有的折成搭接。

同手工焊一样，药粉提供保护气体、脱氧剂、合金填加剂和造渣剂，一些药芯焊丝设计用附加气体保护焊，一般为二氧化碳或二氧化碳与氩气的混合气体，有些只填铁粉和合金粉的药芯焊丝在富氩保护气氛下使用。当药粉含有足够的造气剂时，不必要采用附加保护气体，这些焊丝称为自保护型，这类焊丝焊接时具有特殊的抗气流能力。因为不需要气和气体供应，设备也简单。许多不锈钢焊丝和硬面堆焊焊丝都属于这一类。

焊丝的尺寸为直径 1.2—2.4mm，但碳钢和碳锰钢硬面堆焊经常使用大到直径 4mm 的丝。

金红石型和硬面堆焊焊丝使用直流反接（见 16.2.3.2 节），直流正接（见 16.2.3.2 节）则用于碱性焊丝。金红石型和碱性药芯焊丝的使用情况与手工焊条相同，即碱性焊丝用于低温性能高的焊缝或者厚板的焊接。若要求更好的性能，尤其是低温性能，药芯焊丝中则添加镍和钼。与手工焊条不同，不锈钢药芯焊丝往往用碳钢带，合金元素加在药粉里，然而，小直径的焊丝更多使用不锈钢带 。

与埋弧焊相似，药芯焊丝能用于机械化焊接，然而，更多的使用是手工操作，焊丝通过一机动导丝管送到焊工手持的焊枪中，焊接电流通过另一只电缆到焊枪的导电管，设备基本上与金属极气体保护焊相同，采用恒压电流，自调节电弧系统（见 16.2.4.1）。
·p.756·

电流的通路是导电管和电弧之间的钢皮，其截面积比实芯焊丝小，因面更容易产生电阻热，电阻热是截面积和从导电管到电弧长度（干伸长）的函数，钢皮上产生的电阻热影响焊丝的熔化速度：对于给定的电流面言，小直径、大干伸长产生较高的熔化和熔敷速度。因此，药芯焊丝的熔敷速度比同直径的实芯焊丝大，这是药芯焊丝优于手工焊条优势中的经济因素，另一个优势是药芯焊丝可以连续焊，可以用焊接机器人施焊。药芯焊丝广泛用于结构工程、造船、海洋工程和地面移动机器的制造，在炼制厂它也常用于不锈钢焊接和表面堆焊。

16.2.4 气体保护电弧焊

16.2.4.1 金属极气体保护焊

此方法中，电弧在连续的实芯长焊丝和工件之间引燃，对大气的保护由环绕焊丝的气流提供，保护气体可以使用氩气、氦气或它们与氧或二氧化碳的混合气体，或可以简单地使用二氧化碳。设备可以象埋弧焊一样机械化，或者手工操作，在送丝机构和焊枪之间有一可动的导丝管，如图 16-7 所示。因为没有焊剂，焊丝本身必须有必要的脱氧剂和合金元素，以产生所要求的熔敷金属成分，因为空气的排除，应该能防止氧化物和氮化物的形成，但通常会生成一些氧化物，比如在焊缝表面。尽管氩—氧和二氧化碳气体保护杜绝了氮化物，但这是以形成氧化物为代价的。

金属极气体保护焊钢的焊丝因此含有硅、钛或铝，以防止氧化。填充焊丝的选择取

决于保护气氛中氧含量。氧越高则用越多的脱氧剂，导致焊缝中硅和锰含量比焊丝中低。

金属和气体保护焊保护气氛的选择取决于应用情况以及最适合该应用的金属过渡形式。为解释各种金属过渡形式，可以很方便地考虑当焊接电流和电压循序降低时会发生什么，焊丝直径不变，如1.2mm，电流和极性为金属极气体保护焊必用的直流反接。

·p.757·

在电压为25—40V，电流超过200A时，金属以一股颗粒流的形式离开电极，称为喷射过渡。如果气体为二氧化碳，熔滴会长大，向熔池的过渡是不好的，将导致严重的飞溅。对于含少量氧（2%—5%）的氩气保护气氛，熔滴受电磁收缩作用推向与电极成同一直线，二氧化碳保护熔池的形状如碗状，而氩气保护熔池中间较深，称为手指形，这种形状一般认为是不理想的，如果在氩气中加入较多（到25%）的二氧化碳则会有所改观。对于较短的电弧，使用电压为20—26V，金属过渡为滴状过渡，但控制得比较好。喷射过渡和滴状过渡用于厚板平焊。尽管喷射过渡熔滴与电极在一条直线上并且能对抗重力，但熔池的尺寸和流动性足够大，不会脱离平焊位置。



图16-7 半自动化型金属极气体保护焊

将电流降到低于200A，电压到13—23V，引起电弧发生显著变化，电弧熄灭再起弧，每秒钟达到200次，程序如下：焊丝端头熔滴与熔池接触，使电弧熄灭，焊丝端头液体金属过渡到熔池，短路引起电流迅速增加，使得焊丝端头受到电阻热。焊丝和熔池之间的金属桥最终被化掉，电弧重新起弧。焊丝继续以高于焊接电流熔化速度的速度送进，焊丝再一次短路，使整个循环重复。这种金属过渡形式称为短路过渡。

因为电弧加热是间断性的，熔池小一些，温度也低一些，使得短路过渡适合于薄板焊接及垂直和仰焊位置接头的焊接。短路过渡在CO_2及$Ar+25\%CO_2$保护气氛下都适用，但对于低电阻金属（如铝）是不发生作用的。

金属极气体保护焊还可能有另外一种过渡形式，即脉冲过渡，给电子电流编程提供脉冲电流，使熔滴从焊丝脱离。在脉冲之间的电流处于低水平，但足以维持电弧不熄灭。因此，尽管使用高电流在电弧间隙形成熔滴，但平均电流保持在相对的低的水平。因为电流的脉冲峰值和频率可以单独控制，所以热输入量和金属熔敷方式都是可控的。这种方法使用以氩气为基的保护气氛，适合于各种钢，包括不锈钢，还适用于轻金属，使用纯氩气保护还适用于铝合金。

金属极气体保护焊使用方便，焊接质量高。因为它是连续的，故适用于机械化用焊

接机器人操作（图 16-8）。它广泛用于造船、结构、炼制厂、内部设备及汽车制造业。

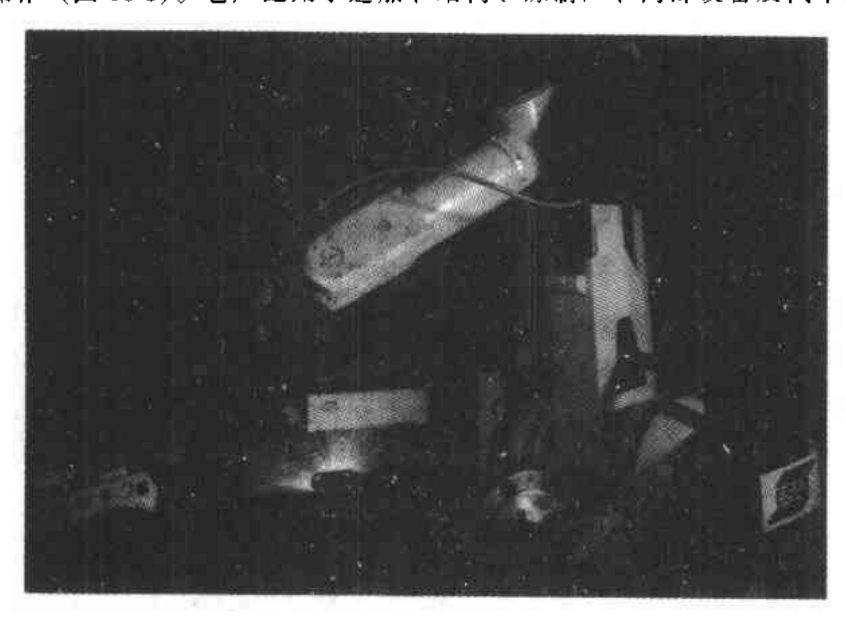


图 16-8 机器人金属极气体保护焊

16.2.4.2 钨极气体保护焊及等离子弧焊

这是一种电弧焊方法，与使用可耗电极的金属极气体保护焊不同，它用的是不可耗的钨电极。电弧提供热量，如需要填充金属另外填加（见图 16-9），电弧和熔池都用惰性气体保护，但也用氩与氦的混合气体，氦气产生较大的焊接熔深。

·p.758·

尽管一些有色金属采用交流电流，但钢的焊接采用直流正接。电弧一般在高频放电的辅助下起弧，电弧引燃后将高频放电关掉。使用脉冲电流（根据被焊金属的厚度不同，脉冲持续时间在 0.05—5s 之间），即能更好地控制全熔透焊缝的反面形状，也可用于不同厚度的焊接。因为熔化母材和填充金属是完全分开的，所以能够严密控制焊接过程。因此，尽管它可以手工操作，但其最大潜力在机械化操作。

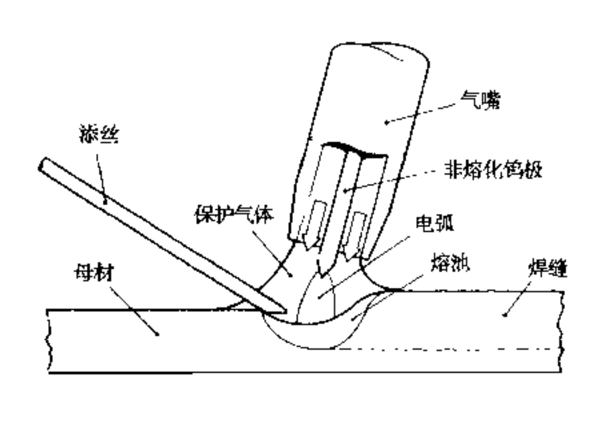


图 16-9 钨极气体保护焊

钨极气体保护焊是精细自动焊机最广泛使用的方法，如轻便管接头焊机。尽管它的焊接质量最高，但其焊接速度与金属极气体保护焊相比是低的，然而，使用热丝的特殊机械化焊接设备在适当的应用条件下能够增加焊接速度。热丝技术中，焊丝的端头始终在熔池里，一个单独的电源使电流流过焊丝、靠电阻热提高焊丝的温度从而增加熔化速度。

·p.759·

等离子焊所用焊枪与钨极气体保护焊相近，但在电弧气体喷嘴中有一水冷的压缩喷嘴，电弧必须通过它，它将电弧聚集成方向性极强、熔深大的细柱。所用电源为直流正接或方波交流电源。与传统的钨极气体保护焊相比较，在低功率条件下，等离子弧的方向性是它的一个优势。在高能量时，等离子弧能够完全穿透工件，允许以小孔技术焊接(见 16.2.7 高能束焊一节对小孔焊接的定义与描述)。5mm 以下的合金或不锈钢焊接，在背面操作困难的情况下小孔等离子弧焊能够得到光滑的背面焊道成形。使用 $Ar+H_2$ 混合气体，等离子枪还可用来切割不锈钢和有色金属，最近的一个发展是使用空气切割钢带，它所以成为可能是因为用抗氧化电极取代了钨电极。

钨极气体保护焊和等离子弧焊对多数金属和合金都能焊出高质量的焊缝，然而，它们是高精度焊接方法，因为经济的原因，主要用于薄件、特种材料或焊接质量非常重要的场合。

16.2.4.3　磁激励电弧对焊

磁激励电弧对焊一般不被归类于电弧焊，因为焊缝是在一次冲击中形成，设备象闪光对焊（见 16.2.5.3 节），所连接的两个部件必须是管状或空心截面。在机器上将两个部件紧紧夹持在一起，然后给两个部件接通足以维持电弧的电压，因为两个部件是分开的，因此在它们之间会产生电弧，在环绕每个部件的磁性线圈的影响下，电弧根据弗莱明左手规则高速旋转，当待连接部位全部熔化后（这一般不超过几秒钟），对其施加压力，将熔化的金属挤出，沿着接头形成飞边，并将焊缝压实。有时为了得到光滑的飞边而采用惰性气体，但不常用。此方法常在汽车工业中使用，用于轴套及其它管状夹紧装置的焊接。

16.2.5　电阻焊方法

16.2.5.1　点焊和缝焊

两种方法都要求采用搭接形式，点焊时两个柱形铜合金电极压在搭接部的外侧，电极的端头为半球形（美国常用）或斜锥形（欧洲常用），其功能是使电流集中（见图 16-10），通常电极和工件形成变压器的单回路二次电路，提供低压电流，产生的焦耳热为

$$H = I^2 Rt \tag{16-4}$$

式中，I 是电流，R 是电阻，t 是时间。

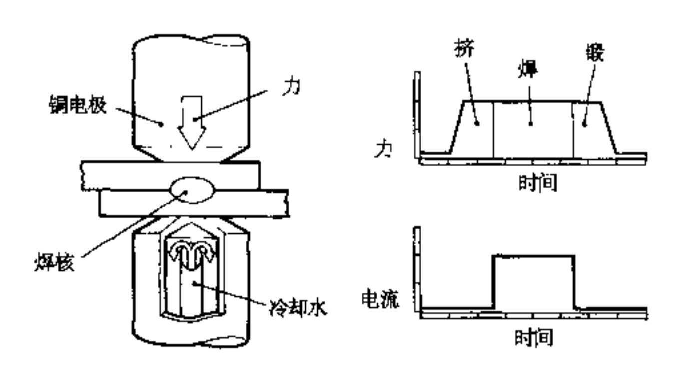


图 16-10　点焊

·p.760·

电阻 R 由几个单独的电阻组成，主要有电极与工件间的接触电阻，钢板的电阻，最重要的是两个工件（薄极）表面之间的电阻，正是在这里产生熔核，因此这里产生的热量最多。表面条件和施加压力是决定热量生成水平的重要因素，电极和工件之间的热量是不可求的，因此清洁的表面和足够大的压力很重要。允许焊核占据板厚的 80%，这一般占用 30 个交流循环的时间。肮脏的表面、低电极压力及长焊接时间会导致过量热量的生成，这有可能导致熔核从工件之间挤出。

水冷铜电极紧靠着焊核提供高冷却速度，然而，多数电阻焊用钢的碳含量都远低于 0.10%，因此不会产生热影响区脆化的问题，脆化的热影响区会使焊缝因耦合面脆性破坏而通不过试验。一般认为点焊缝塑性破坏，即焊核在一侧的钢板上撕裂是理想的。甚至对手工焊一般认为仅有较弱淬透性的钢种，点焊时也须进行焊后热处理，以防脆化的热影响区的产生。对于焊机进行现代化控制，可使焊接时产生附加的脉冲电流进行热处理。

一般要求点焊从两侧进行，当焊点离边缘有一定距离时，要求焊机有较长的操作距离，这将使支撑电极的机臂损失刚性，并使焊机的电感增加，因此点焊所能够焊接的组装件的尺寸是有限度的。电极一般通过内通冷却水保持在冷态，尽管如此，所有的电极都会随着时间磨损成蘑菇状，因此，必须对电极进行常规清洗及恢复形状，这或许直到完成几千个焊点之后才需要。但一次电极修复所能完成的焊点数取决于许多因素，如被焊材料、表面条件、工件精度，咬接是电极磨损特别重要的原因。钢表面的涂层，如锌，大大提高电极的磨损，这是因为表面粘附、合金化及熔化的缘故。

小的部件用支座型机器焊接，而大组装件要求焊机的电极由变压器电缆分隔，这一附加移动性能对于手工和机器人焊接来说都是必要的，点焊机的尺寸从小的电子工件焊机到焊接 5mm 厚结构件的大焊机，点焊的主要应用领域是汽车车身和设备制造。

·p.761·

缝焊，如图 16-11，原则上与点焊非常接近，只是工件靠两个铜合金轮挤压在一起，它们可以连续旋转（电流以脉冲的形式施加），也可以间断性旋转。因为电极不能从内

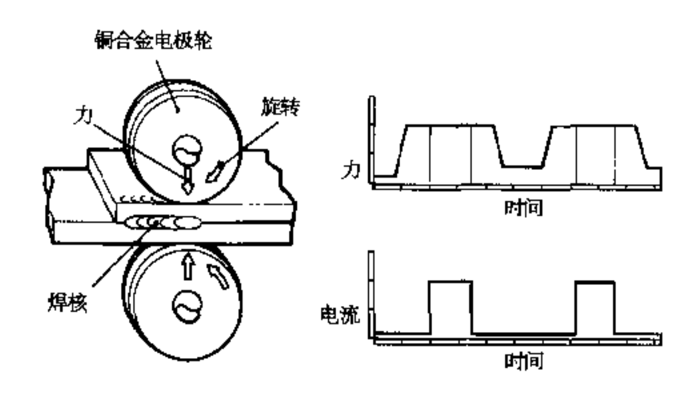


图 16-11　缝焊

部水冷，故有时靠从外部冲水来冷却，为了生产连续的焊缝，焊核可能是搭接的。缝焊用于焊接 0.5mm 到 3mm 的薄钢，一般用于罐和鼓的焊接，焊接速度通常很快。不同形式的缝焊用于食品罐的焊接，称为滚压电阻缝焊，接头的搭接尺寸减少到略高于焊缝的

宽度，因此在焊接过程中可以锻平，形成平滑的接头，而没有通常在搭接部分存在的缝隙。

16.2.5.2 凸焊

凸焊如图 16-12 所示，焊接电流不是靠电极来集中，而是靠工件的形状。如果被焊材料为带材，那么就要求一侧的材料表面压出一个或更多的凸点，工件靠大的水平铜电极压在一起，但因凸点的存在还是分开的，当电流流过时，最初使得凸点加热坍塌，工件互相接触，进一步的通电流使得热焊点形核（现在局限在两个工件之间）并长到所要求的尺寸。一般一次最多焊 4 个凸点，但可以采用环状凸脊，通常它的直径不大于 25mm。

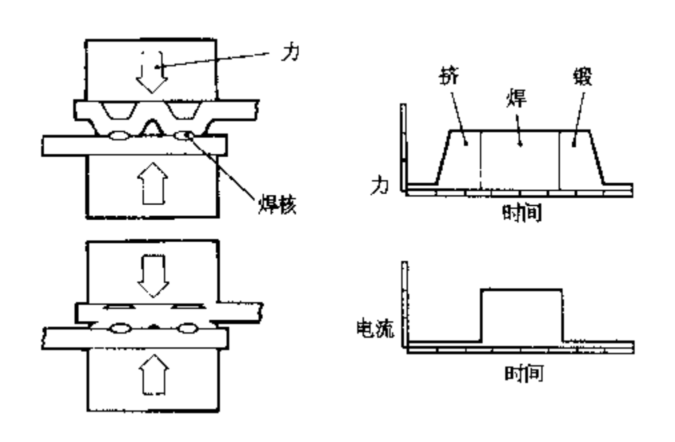


图 16-12 凸焊

·p.762·

其它聚集电流的形式取决于工件的形状，比如交叉的丝材很容易焊接。凸点坍塌的速度很关键，因为它决定了焊核生长的热点的尺寸。钢材具有凸焊所要求的理想的强度-温度和电阻-温度特征。通过在焊机中加入逐渐增加和减少每一脉冲电流的手段可以控制凸点加热和坍塌的速度，这一方法称为渐入或渐出。

16.2.5.3 闪光对焊

这一方法及其相关方法电阻对焊采用相似的设备，被焊工件夹持在夹钳上，一个工件夹在固定压板上，另一个夹在移动压板（如图 16-13），通过两个夹钳将工件连接在变压器的二次回路上，变压器输出低压大电流，典型的电压值为 5V。当两个工件压在一起时，界面电阻使得接触点被加热和熔化，其后这些液态过梁在高电流所形成的电磁场的作用下爆破，过梁的破坏引发短时电弧，液态金属从接口间喷射出来形成闪光，闪光对焊由此得名。当整个连接端面都熔化且端面后的区域被充分加热软化后，将两个工件顶锻在一起。在顶锻力作用下接头处的金属膨胀，环绕着接头形成飞边，如需要可将飞边切掉。

电阻对焊不允许形成闪光，接头主要靠顶锻过程来形成。电阻对焊适于小直径杆件和小断面工件的焊接，闪光对焊因为电弧的作用产生更多的热量，所以可用来焊接更大的工件，两种方法在接头中都不应残留液态金属，可以制造高质量的接头。

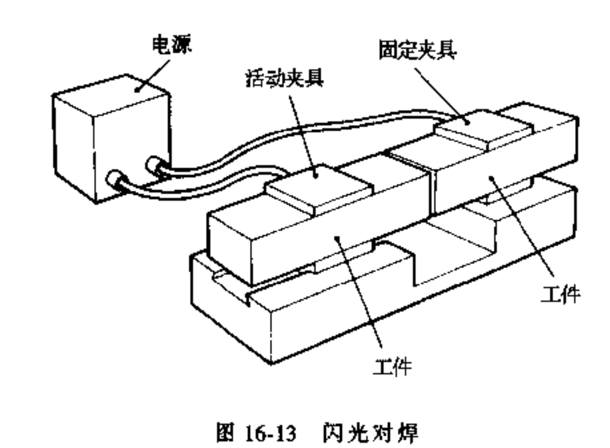


图 16-13 闪光对焊

闪光对焊被用来焊接杆件、型材、空心件及将杆件等连接到锻造或机加工接口上。钢材很适于闪光对焊，因为接头中不残留熔化金属，故还可进行异种焊接，例如在钻杆上低碳钢与高速钢的焊接。燃气轮机圆环用耐热合金也可焊接。焊接圆环时，如汽车轮缘，圆环提供一个电流分路，为了适应焊接时移动压板的运动，圆环必须有足够的机动性。

16.2.6 固相焊

16.2.6.1 摩擦焊

·p.763·

在无熔化的固相焊方法中，采用机械生热的摩擦焊应用最广。通常工件由一个或两个圆截面件组成，如两个圆杆，两个管子或一个圆杆一个平面。摩擦生热，使得交界面的金属软化，软化的金属和氧化物被挤出环接头形成飞边。其后停止旋转，施加轴向力形成结实的接头。有两种不同类型的摩擦焊机，一种称为惯性摩擦焊，在美国广泛使用，它从飞轮上吸取机械能，操作时飞轮转速下降直到停止，因面焊接是在旋转速度下降时完成的；另一种一般称为连续驱动摩擦焊，在日本和欧洲常用，它是一种车床型机器，每次操作都要启动、止动，焊接过程在恒定转速下进行。

其它一些类型的焊机尚未广泛使用，这些焊机提供不同形式的运动，允许非圆形工件得以焊接，或在圆形工件外焊接上一个圆圈。从直径几毫米到 130mm 左右圆棒的摩擦焊机都有供货，大直径管子也可以摩擦焊，但所能焊接的尺寸小于根据截面积换算的尺寸。

因为无熔化现象，使得熔化焊不能使成功的焊接材料能用摩擦焊进行，用来焊接异种金属，如铝和不锈钢的焊接。焊接低碳钢的条件不严格，可以接受很大范围的旋转速度，如 25mm 直径的圆杆所用外圆周速从 125mm/s 到 2500mm/s 都是常用的。在转速最大的外表面产生的热量最大，而在中心产生的热量为零，因此，为了进行全面的焊接，焊接过程必须足够长，以使热量能够传递到中心。

摩擦焊制造最高质量的焊缝，且设备坚固耐用，简单，易于安装在自动生产线上。

16.2.6.2 扩散焊

扩散焊取决于被轻压在一起的表面间的原子扩散（见第 5 卷第 2 章），工件在真空中或保护气氛中并被加热到 $0.7T_m$ 左右，T_m 为材料的熔点，钢材的扩散焊温度一般在 1000℃左右。可以采用另外一种金属的中间层来改善表面间的接触并加速消除氧化物。这一方法最适于能够溶解自身氧化物膜的材料，如铁素体钢和钛。以其它任何方法都不能焊接的复杂空心结构可以用这种方法焊接，异种金属及薄厚件之间的连接都可以扩散焊，且不会变形。然而，必要的长时加热使金属软化，引起许多金属的晶粒长大，因

而钢材扩散焊接头的韧性低。现在这种方法只限于特殊应用条件下使用。

16.2.6.3 其它固相焊方法

一些金属的固相焊可以依靠接头处的塑性变形冷焊，然而钢是不能冷焊的。超声波焊利用20—30kHz的振动频率破坏表面氧化膜，在压力下完成焊接，但这种方法主要用于电子工业。然而，爆炸焊却已成功地用于钢的焊接，有几种形式：表面复合是将复板材料置于基板之上，中间有一定的间隙，炸药在复板材料的上面，在一端引爆后，复板高速地逐渐折叠到基板上，在撞击点前沿表面膜被撕掉并射出。界面为波浪形，波长在1mm左右；另一应用为管—板爆炸焊，炸药在管子内爆炸，使其膨胀进入加工好的管板孔。爆炸焊还用于管子连接，用爆炸将搭接或套接接头压在一起并焊接。

·p.764·

16.2.7 高能束焊

16.2.7.1 电子束焊

电子束焊热量靠集中在一个小斑点上的高速电子流对工件的冲击来提供(见图16-14)，当这一能量超过10kW/mm^2时，足以在工件中蒸发出一个孔洞、并以深宽比达到25:1的比例将整个工件穿透。

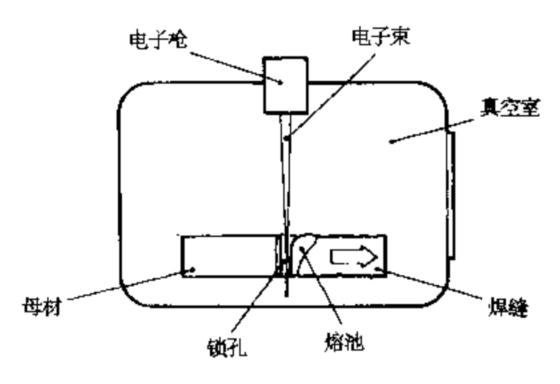


图16-14 电子束焊原理

延着焊接方向横切这一孔洞，会使前沿的金属熔化并流到孔洞的后面凝固形成焊缝，这一效应称为锁孔技术，如图16-15所示。它使得方形对接接头上能进行高速、低热输入、小变形的焊接，一道可以焊接150mm厚的钢，与之相对比，小功率的机器可以焊接微电子元件。变形量可以小到能焊接加工好尺寸的部件。电子束焊机的输出功率从几千瓦到200kW。尽管电子束焊机昂贵，它的所有这些优点仍使其具有工业重要性。

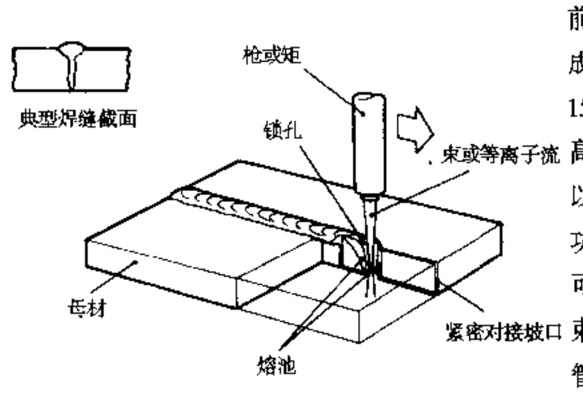


图16-15 锁孔焊接技术

电子束在10^{-4}Torr[1)]真空度下由电子枪发出。它由电子发射体（可以是一个灯丝）、控制电极和环状阳极组成。从阴极上发射出的电子受到30—200kV电压的加速朝向并通过处于电子束交叉点的阳极，电子束在离开阳极后变得分散，下面的电磁透镜将其聚焦在工件。电子束撞击工件时产生X射线，工件与操作工件的必要装备一起置于电子枪下面的真空工作室内，小的工作室可以保持在与电子枪相同的压力，而焊接大工件或工件需要迅速出入工作室时也可以在高一点的压力下操作。如10^{-2}Torr。

1) 1 Torr = 133.322Pa，下同。——译者注

·p.765·

真空环境对于对氧和氮敏感的材料（如钛、锆及一些高合金）是非常好的，电子束焊接的碳锰钢应纯洁，硫磷含量低。因为接头为方形对接，焊缝的成分完全取决于母材。通常用填充金属来调整焊缝金属的成分控制气孔、裂纹和焊缝金属性能的手段难以用于电子束焊，尽管通过在工作室里送丝机构也可填加填充金属，但这必须认为是最后的方法，因为这负面影响该方法的经济性。

不锈钢和许多高合金材料易于电子束焊。碳当量高的钢会产生脆化的焊缝和热影响区，因此需进行焊后热处理来恢复韧性。该方法的特征是非常高的焊接速度、低变形及不需焊接材料。它广泛用于航空工业的优质焊接及工业上批量部件的生产，并在炼油厂和电力工业得到越来越多的应用。

16.2.7.2 激光焊

该方法的能束为相干单色光，对其进行光学聚焦能产生与电子束焊相近的能量密度，因此它可以在金属工件中蒸发出一个孔洞并以锁孔的模式焊接。金属焊接用激光束设备有两种主要类型：固体，通常是钕 YAG 激光器，脉冲输出近远红外 1.06μm 波长，功率可达 500W 的激光；连续输出的 CO_2 激光器，功率从 250W 到 25kW，中远红外 10.6μm 波长。固体激光器通常用于小部件点焊，但通过产生一系列搭接的焊点也可进行缝焊，它也可以用来在一些材料上打孔来迎合象小网球拍、喷气式发动机燃烧室和拔丝模这样不同的应用。连续 CO_2 激光器有几种不同的类型，但都是依靠一只镜子和半银窗口之间充以氦、氮和 CO_2 混合气体的管中放电产生激光，它们的区别在于如何维持放电、气流速度及气流是与放电同向还是相切这些细节上。低功率激光束靠透镜聚焦、而高功率靠反射镜聚焦。激光焊和电子束焊的一个重要区别是能束所产生的孔洞中的蒸汽很容易被电子束穿透，但不太容易被激光穿透，高速焊接时这不是什么问题，但可能需要用喷气枪将蒸汽驱散（通常这种情况称为等离子体）。

激光焊与电子束焊的另一个重要差别是激光束是在空气大气压中使用。这大大简化焊接操作的生产工程，因为工件需要进出真空室，主要是由于这个原因汽车工业上批量生产的部件中激光焊替代了电子束焊。这类应用中激光器的功率都小于 5kW，超过 5kW 的激光器非常贵。因为激光焊在空气中进行，故须对焊缝施加惰性气体保护——通常是氦气。钢材激光焊焊缝的性能与电子束焊相似。

·p.766·

连续工作的 CO_2 激光器可以与一喷气枪联合使用进行精密形状的切割，可以切割几毫米厚的钢板。激光的另一应用是钢的表面硬化，以堆焊、表面上釉或用自淬火进行硬化相变来进行。

尽管上面对较重要的焊接方法进行了描述，但并没有包括现有的所有焊接方法，读者可参阅阅读文献单。

16.3 焊接冶金

本章主要讲述焊接钢材的方法，然而，这里对子焊接冶金的一些内容也进行相对简

短的介绍。关于许多不同类型钢种在不同焊接方法的焊缝金属的凝固，焊缝和热影响区组织的形成及焊接接头性能，本章不做详细描述，读者可参阅阅读指南，若想详细了解焊接冶金，请参阅 K. E. 伊斯特林所著《焊接物理冶金导论》一书。

16.3.1 焊缝金属的成分

在所有的电弧焊及激光焊、电子束焊和氧乙炔焊方法中，接头都是通过移动熔池的熔化和凝固而形成的，这些方法经常归类在一起，称为熔焊。熔池可能全部由母材组成，如钨极气体保护焊、激光焊和电子束焊，或在采用填冲金属时由母材和填充金属共同组成。因此，在后一种情况下，焊缝金属的成分取决于填充金属熔敷过程中母材的熔化量，这被定义为稀释率，以百分比表示。比如，如果焊缝金属含有 25%的母材，75%的填充金属（手工焊典型数据），稀释率则为 25%．大电流、大熔深埋弧焊的稀释率可达 60%。

熔焊方法的熔池一般受到电磁力和表面张力的完全搅拌。在填充金属和母材成分已知并能对稀释率做出合理估计的情况下，许多有色金属最终的焊缝成分是可以预知的。对于钢中的焊缝，必须要考虑到脱氧剂的消耗及金属与熔渣和气体的反应，这些反应影响碳、锰、硅及其它元素的含量，因而对焊缝的性能有影响。对于非熔化焊方法，焊接区的化学成分与母材相对应。

·p.767·

其它的重要反应在熔池和熔滴与周围气氛之间发生，因为熔池的高温和涌动，金属与气体之间的反应迅速发生，需要考虑的气体有：1）侵入的空气中的氮。2）氧，来源于侵入的空气，保护气氛中的氧或二氧化碳，分解的水蒸汽，甚至钢材本身；3）氢：来源于水蒸汽、钢材表面的油污或焊丝表面的润滑剂。

加入到手工焊条、药芯焊丝、焊剂或光焊丝中的脱氧剂即与氮结合也与氧结合，后者更为重要，因为它一般是大量存在的（见第 3 章）。脱氧不充分会导致溶解氧与碳的反应，产生一氧化碳气孔。氮的侵入会因铁及合金的氮化物的形成而引起脆化，当氮含量超过 0.045 重量百分比时也会产生氮气孔。在处理良好的熔池中，氧化物通过焊渣除掉，但一些细小的氧化物分布保留在固态焊缝中，对焊缝的强度和韧性均有影响。

为了改善韧性，需要焊缝中有 0.02%—0.04%这一有限量的氧含量。在这一范围内氧化物晶核的尺寸和数量有助于针状铁素体组织的形成，提高韧性。脱氧反应中促使针状铁素体生成的平衡会受到母材稀释时象铝一样的强脱氧剂的破坏，如果钢板中铝的含量超过 0.04%，就会发现高稀释率对韧性有负面影响。

在电弧气氛中氢几乎总是一定程度地存在着，它易溶于钢熔池中，在奥氏体相中扩散迅速，但在铁素体相中扩散不那么容易。尽管氢会引起焊缝中产生裂纹和气孔，但是，氢含量高的后果往往是在焊道附近产生裂纹，当焊缝冷却时，氢从焊缝扩散到热影响区，当满足某些条件时将引发裂纹（见 16.4.2 节）。

16.3.2 焊接热循环

人们常说焊缝是个铸件，这或许是对的，事实上在铸件中发现的许多特征在焊缝中也存在，但焊缝金属的凝固时间不会超过几秒钟，相比较铸件的凝固时间为数分钟甚至

数小时。焊缝的晶粒比多数铸件小，力学性能一般大大地高于铸件。

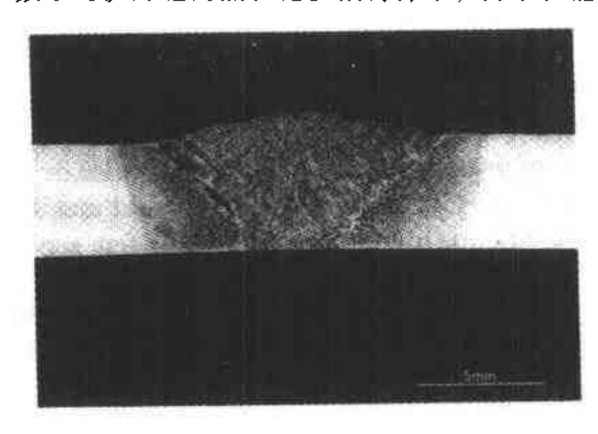


图 16-16　单道手工焊碳锰钢焊缝

熔焊的熔池的形状为梨形，焊接速度的提高使其尾部增大。取决于最大热吸收量的方向，晶粒在固液边界以联生枝晶的形式长大，晶粒的尺寸取决于晶粒生长界面固态金属的晶粒尺寸。

·p.768·

像铸件中一样。这些柱晶将偏析物和低熔点组分在凝固时推到枝晶的前面，又窄又深的熔池允许成长的枝晶碰头，偏析元素及在凝固过程中或凝固后从固熔金属中释放出的气体会陷于焊缝的中线，形成一条较弱的线，当凝固开始发生时，产生的收缩应力会在这里引发裂纹，这些裂纹称为热裂纹或结晶裂纹。

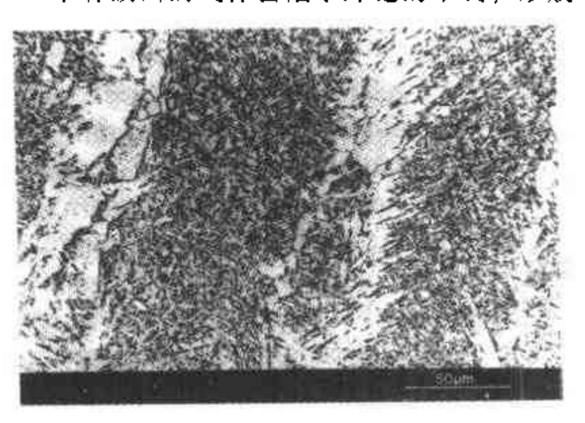


图 16-17　碳锰钢焊缝金属中的针状铁素体（AF）和晶界铁素体（GF）

碳钢和碳锰钢焊缝金属的组织为由铁素体勾画出轮廓的柱晶，如图 16-16 和 16-17 所示。高的冷却速度下柱晶内可能有马氏体相变，或转变为针状铁素体，在较低冷却速度下会由晶界向晶内长出板条铁素体。含有高组分针状铁素体的组织具有最好的缺口韧性，含有粗的晶界铁素体和板条铁素体的组织则具有低量的韧性。

焊接熔焊焊道时不可避免地会在周围金属中产生温度梯度，这一温度梯度将影响焊缝附近的金属的组织和性能，产生热影响区。在熔合线附近晶粒长大，如果存在低熔点相，就可能产生液化裂纹或微裂纹，这里的金属及离熔合线更远一点的金属被加热到高于 Ac_3 温度的奥氏体区，因为冷却速度快有可能发展为马氏体。被加热到刚好只高于 Ac_3 温度的金属产生细晶粒组织。进一步远离熔合线的钢被加热到高于 Ac_1 但未进入完全奥氏体区的温度，在这一中间临界区发生大量的重结晶，晶粒尺寸比靠近焊缝的金属小。在这一重结晶区之外热量不足以改变晶粒的尺寸，但可能足以削弱冷加工的作用，引起马氏体/贝氏体组织的回火或沉淀强化钢及合金的过时效。

·p.769·

可转变的碳锰钢和合金钢的奥氏体焊缝金属的相变是复杂的，这取决于晶粒尺寸，合金含量及冷却速度。粗晶粒尺寸，如低热输入条件下所形成的那样，将增加淬透性，提高合金含量也增加淬透性，即使在较低的冷却速度下也促使马氏体相变。相变在多层焊中因对下面焊道的再热作用而更加复杂。连续冷却转变（CCT）曲线可用来指示晶粒尺寸、合金元素和焊接能量的影响方式，如图 16-18 所示。

相变也在温度超过 Ac_3 的热影响区中发生，甚至在 Ac_1 和 Ac_3 温度之间的奥氏体也

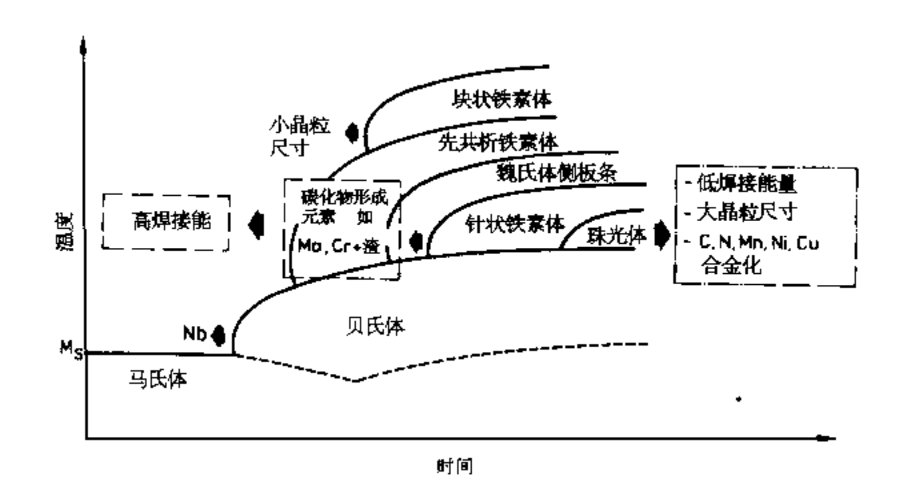


图 16-18 钢焊缝金属 CCT 示意图，显示晶粒尺寸、合金元素和热输入对相变产物的影响

产生相变。为了在实验室用热模拟研究这些相变，采用膨胀仪来跟踪被加热到不同温度（热影响区中可能有的温度）及大范围冷却速度下的相变过程。

热影响区的限定可以在微观腐蚀截面上通过黑的和亮的腐蚀带显示出来，其宽度取决于焊接电源的热强度和焊接速度，快速焊接和高热源密度产生窄热影响区。图 16-19 所示为冷速相对较慢的热影响区，组织为含有 MAC 相的铁素体，先共析铁素体和魏氏体铁素体。

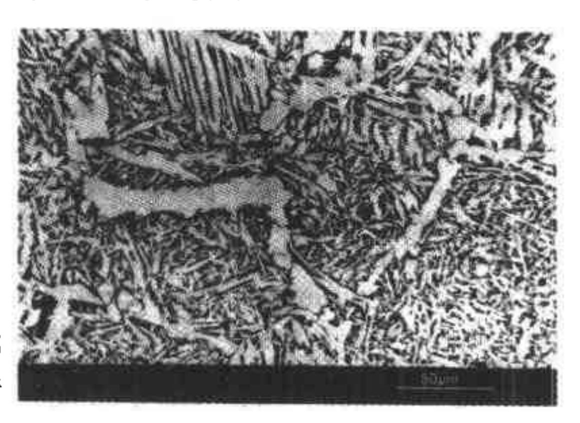


图 16-19 C—Mn 钢焊缝在低冷却速度时的热影响区组织

在多层焊焊缝中，每一焊道都有一部分柱晶都被在其上边或旁边的后续焊道所加热，如图 16-20 所示。被加热到 Ac_3 以上的柱晶重结晶为细晶粒组织，具有良好的韧性。并不是所有的熔敷金属都被这样细化，当然最后一道焊缝不受影响。这一细化作用改善焊缝金属的强度和韧性，在关键结构中焊道的程序和位置需认真控制，以便实现对焊缝和热影响区的最大细化。如果对单道或多层焊缝的性能提出最高要求。对整个接头进行正火处理可能会做为最后的要求。焊缝中的重结晶组织比正火组织更细，因为焊缝经历的冷却速度更快。

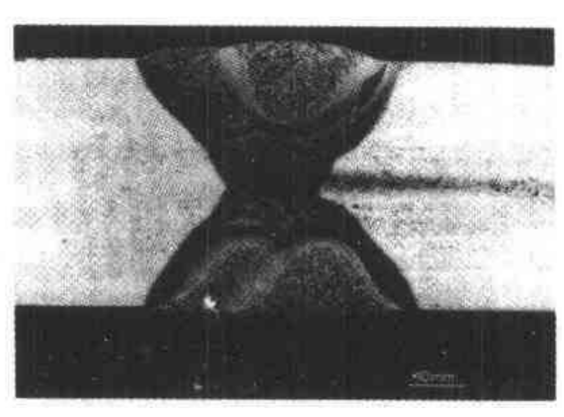


图 16-20 手工焊 X 型坡口多层焊宏观截面

·p.770·

除焊缝金属自身外，在热影响区中也

会形成粗晶粒，尤其是在靠近熔合线被加热到很高温度的区域。这样的粗晶粒可能导致不理想的脆硬马氏体或贝氏体组织，韧性不理想。这已经产生问题，尤其是在低合金高强钢（见第8章）。尽管正火可以改善热影响区的韧性（见第1章、第4章），但保持热影响区在焊态的晶粒最细是有经济优势的。最近发现在低合金高强钢中加入钛（0.02%）能够做到这一点，由此产生的TiN颗粒限制奥氏体晶粒的长大，晶粒粗化温度高于1250℃。

还应提到奥氏体不锈钢焊缝和热影响区的组织。取决于焊缝金属的化学成分，凝固开始形成奥氏体或δ铁素体，包晶反应的发生使δ铁素体或者在枝晶核内或者在枝晶之间形成。焊缝中δ铁素体的存在是重要的，因为少量（5%—10%）的δ铁素体阻止结晶裂纹，δ铁素体对能在技晶边界偏析形成低熔点组分的杂质有更高的溶解度。δ铁素体的含量可以从钢的成分以铬当量和镍当量及舍夫勒图来估计，见图16-21，图中各元素的含量为重量百分比。此外，热影响区中δ铁素体的含量随着温度的升高（即靠近熔合线）而增加。利用镍当量和铬当量，奥氏体与δ铁素体的比例可以从Fe—Ni—Cr平衡图的截面来估计，精确度差些也可由舍夫勒图估计。

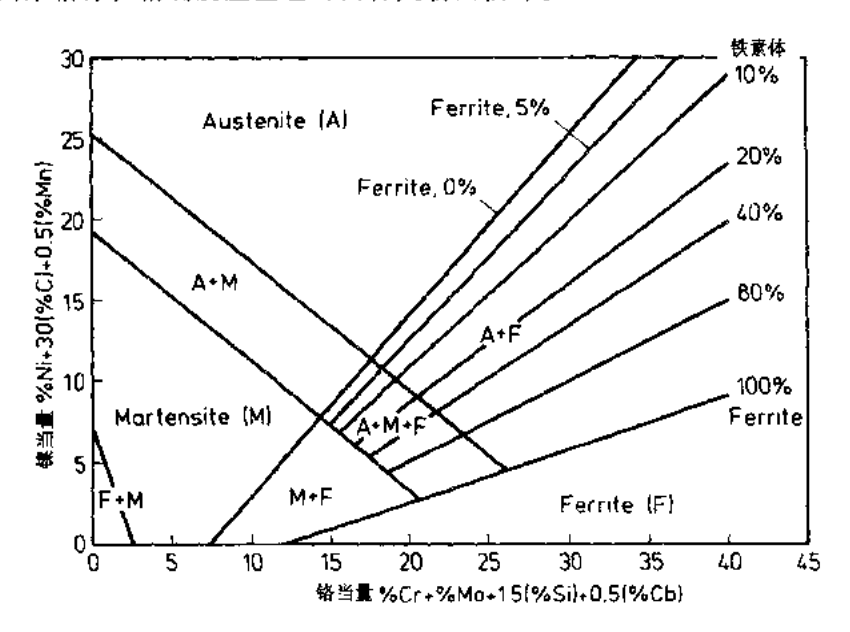


图16-21 评估不锈钢中组织构成的舍夫勒图；A=奥氏体，F=铁素体(δ)，M=马氏体

16.4 焊接质量

·p.771·

焊接接头中可能产生一些缺陷，这些缺陷依照所选择的焊接方法、焊接材料、焊接技术及母材（必要时）来控制。早先已提到，质量控制取决于应用条件及接头破坏是否对生命或环境有严重后果。下面根据焊接缺陷是发生在焊缝还是热影响区对其进行讨论。

16.4.1 焊缝金属缺陷

许多焊缝金属中的缺陷都与铸件中的缺陷有相近之处。可能会发现夹渣，经常出现在多层焊焊缝。起因是焊渣夹在凹角中，或焊道间清渣不彻底。一种称为未熔合的缺陷发生在焊道之间或焊道与母材之间，这通常是因为熔态金属在热源和工件之间流动的结果，与铸件中的不连续面相当。这种缺陷的另外一种形式是根部未熔合（即未焊透），是由熔深不够引起的，其起因可能与未熔合相同，也可能是由于电流或热输入不够的原因。焊缝中还会出现氮气或氢气引起的气孔，手工焊时氮气孔多出现在焊道启始处，因为焊工此时对电弧长度和焊条的控制不够。

在焊缝尾部最后凝固的金属中将含有一收缩隧道。有可能在火口中产生放射性裂纹，这些缺陷可以通过火口填充技术避免，如在焊缝的最后几毫米往回焊一小段或降低焊接电流，亦可通过在一块废钢上结束焊接并熄弧来避免。高质量的焊缝应有可接受的形状，焊道即不能太凹，也不能太凸，焊趾处应圆滑过渡。在焊道和母材之间的咬边一般是不希望存在的。

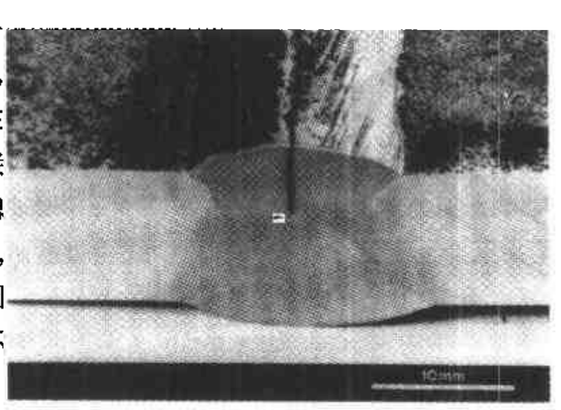


图 16-22 埋弧焊结晶裂纹

两个严重的冶金缺陷是结晶裂纹（热裂纹）和焊缝金属氢裂纹。对于敏感的化学成分，进行大熔深焊或高速焊时会有中心线结晶裂纹的危险，这种缺陷（如图 16-22 所示）在埋弧焊缝中比手工焊缝中更容易发生，因为埋弧焊的稀释率大。钢板中较高的硫含量是热裂纹的通常起因，因为锰对硫有抑制作用，固多数焊缝金属的锰硫比较高现代的低合金高强钢及合金钢的硫含量非常低。为了使裂纹减到最少，碳含量越高所要求的锰硫比越高。除非选用含 5%左右 δ 铁素体的填充金属，不然奥氏体不锈钢也会对细小的热裂纹敏感。

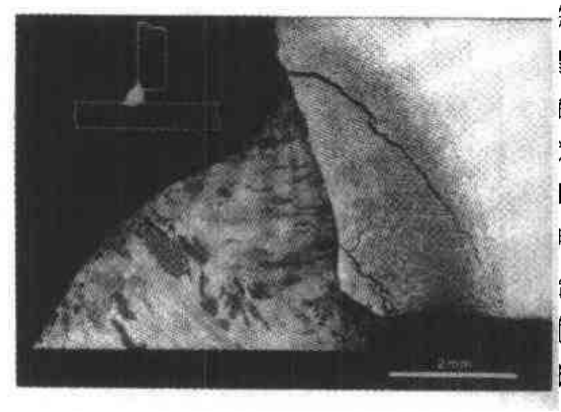


图 16-23 热影响区氢裂纹

·p.772·

高强钢焊缝金属中的氢在冷却到室温时可能引起穿晶裂级，然而，氢致裂纹更多地出现在热影响区。氢从焊缝扩散到其周围的热影响区中，在奥氏体-铁素体相变后因为扩散系数的降低氢在热区中存留一段时间。

16.4.2 热影响区缺陷

16.4.2.1 热影响区裂纹

氢裂纹，又称为焊道下裂纹或延迟裂纹，发生在室温左右，有时经过数小时后发

生。它在下列三个因素具备时产生应力、氢及对裂纹敏感的硬化组织（见图 16-23）。实用的防止氢裂纹的措施有采用低氢焊接材料降低熔池中的氢及避免脆化组织。接头安装不佳也会引起氢裂纹。

热影响区的硬度取决于钢的淬透性和焊接冷却速度，在过去 50 年中人们总结出一些经验公式，将钢的成分及碳当量与淬透性和裂纹危险联系起来，国际焊接学会采纳的最常用的碳当量公式为 IIWCE，它将各元素的重量百分比归纳起来。

$$\mathrm{IIWCE} = \mathrm{C} + \frac{\mathrm{Mn}}{6} + \frac{\mathrm{Cr + Mo + V}}{5} + \frac{\mathrm{Ni + Cu}}{15} \qquad (16\text{-}5)$$

必须要说明淬透性与开裂之间仅仅存在大致的关系，经验上说来，当硬度超过 325HV 时裂纹敏感性大大增加。各种碳当量公式都是从裂纹试验中得出的，它们仅适用于限定的化学成分，对于碳含量低于 0.1%的钢，上面的碳当量公式可能会低估裂纹的危险。

·p.773·

现代的炼钢工艺因为降低了硫和氧的含量，钢中杂质含量降低。硫含量低于 0.008%的钢其淬透性会增加，这也将略微提高碳当量指示的开裂危险性。

氢裂纹取决于氢、敏感的组织及应力。第一项措施就是最大限度地降低进入焊缝中的氢，前面已讲到（见 16.2.3 节）氢含量与焊接方法及焊条类型之间的关系。各标准组织认可四种焊缝金属氢含量水平：

高：超过 15ml/100g

中：10—15ml/100g

低：5—10ml/100g

很低：0—5 ml/100g

氢的水平受焊接材料保存的影响很大，但纤维素型和金红石型焊条一般氢含量高，碱性焊条的氢含量为中等水平，金属极气体保护焊丝和特别烘干的焊条氢含量低。当碳当量低于 0.41 时，钢的可焊性良好，钢的碳当量越高，控制氢含量就越重要。

防止氢裂纹的第二项措施是控制热影响区的硬度和组织，这是通过降低冷却速度来实现的。冷却速度取决于：

1）焊缝周围钢的量，或热沉效应，通常以传热母材叠加厚度表示。

2）单位长度焊缝的能量输入，弧焊方法为

$$\frac{VI}{\omega} \times 10^{-3}\mathrm{kJ \cdot mm^{-1}} \qquad (16\text{-}6)$$

式中，V 是电压（V），I 是电流（A），ω 是焊接速度（mm/s）。

3）母材初始温度。

因为接头设计和厚度通常是设定的，故通常防止氢裂纹的方法在于控制热输人和预热。叠加厚度越大，防止氢裂纹的热输人和预热温度就越高。热输人的增加是以提高焊道的尺寸实现的，对于手工焊面言意味着采用大直径焊条或降低焊接速度。热输人可以抵偿预热，预热是昂贵的，如可能最好不采用，所以一般都最大限度地采用热输入控制。在一些国家标准中对通过碳当量，热沉、热输人和预热防止氢裂纹有详尽的描述，最为突出的是英国标准 5135：1984《碳及碳锰钢弧焊方法》（见 IIW 文献 843—87 “低碳

微合金热轧钢焊接冶金及可焊性指导")。

·p.774·

对热输入和冷却速度的讨论还要做出以下补充：临时焊点、伪起弧和起弧点是产生氢裂纹的潜在点，因为如此少量熔敷的金属冷却速度非常快。经常在完成焊接后还要保持在预热温度，因为氢裂纹在200℃以上不会发生，这允许氢在能引起裂纹之前就扩散掉。

16.4.2.2　层状撕裂

层状撕裂是热影响区中有时出现的另一种缺陷，通常出现在厚度方向塑性不好的厚板中（>50mm)。这一低塑性是由与表面平行的非金属层状夹杂物引起的。焊接过程所产生的应变使这些区域分层，甚至少量的氢也使之加剧。其结果是阶梯状撕裂，如图16-24所示。夹杂物的类型和形貌是决定钢的敏感性的因素，因而希望硫含量低。一些钢用铈或稀土金属及钙、钛、锆处理，以便生成不易轧成层带状的夹杂物，这是现今一项重要技术，称为夹杂物形状控制（见第2，3，8章)。横向截面收缩率大于20%是鉴定钢种阻抗层状撕裂的标志。它大多发生于高度拘束的厚板焊接，如十字焊缝或角焊缝，即收缩引起厚度方向焊接应力的接头。除采用干燥的低氢焊条外，有效的防止措施是在敏感表面预堆一层焊缝金属，这使得可能发生撕裂的区域处于焊缝中而不是母材中。

16.4.2.3　再热裂纹

一些低合金钢对一种称为再热裂纹的缺陷敏感，它通常在热影响区的粗晶区产生。这种裂纹是沿晶的，如图16-25所示，它是在焊接构件经过焊后热处理或高温服役后才发现的。含有铬、钼及钒的耐蠕变钢最易于产生再热裂纹。尽管人们对其产生机制不能完全理解，但它可能包括碳化物的析出使晶内强化，当接头受力时将过多的应变施加于

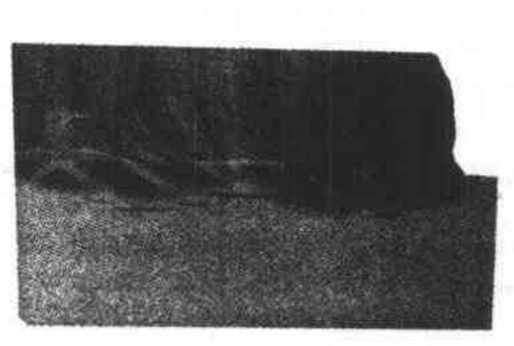


图16-24　层状撕裂



图16-25　结构钢再热裂纹

晶界。如果晶界被沿晶硫化物或其它易脱离夹杂物弱化，就发生破坏。防止措施有去除有利裂纹引发的尖端缺口及采用限制热影响区晶粒粗化的焊接技术，如低热输入量，后续焊道对前面的焊道产生细化作用。此外，如果能用更稳定、更不易熔解的硫化物代替MnS，它在高温时不易分解，因而在低温时不易在奥氏体晶界析出，从而防止再热裂纹

的发生。这也可以通过向钢中添加稀土金属、钙、钛或锆来实现。

16.5 参考文献

AIME/TMS (1976), *Physical Metallurgy of Weldments*. New York: Niagara Falls.

American Society for Metals (1978), *Welding of HSLA Structural Steels*. Metals Park OH: American Society for Metals.

American Society for Metals (1983), *Metals Handbook Vol. 6. Welding and Brazing*, 9th Ed. Metals Park. OH: American Society for Metals.

American Society for Metals (1989), *Trends in Welding Research*. Metals Park, OH: American Society for Metals.

American Welding Society (1973), *Metals and their Weldability* Vol. 4, Miami: American Welding Society.

American Welding Society (1982), *Welding Handbook* Vol. 4, Miami: American Welding Society.

American Welding Society (1987), *Welding Handbook*, 8th Ed. 3 Vols. Miami: American Welding Society.

Brody, H. D., Apelian, D. (Eds.) (1981), *Modelling of Casting and Welding Processes*. Warrendale: Metals Society of AIME.

Castro, R. J., de Cadenet, J. J. (1968), *Welding Metallurgy of Stainless and Heat Resisting Steels*. Cambridge: Cambridge University Press.

Coe, F. R. (1973), *Welding Steels without Hydrogen Cracking*, Abington: The Welding Institute.

Coe, F. R. (1978), *Fluxes and Slags in Arc Welding*, Report No 75/1978/M. Abington: The Welding Institute.

Connor, L. P. (1987), *Welding Handbook, Vol. 1. Welding Technology*, 8th Ed. Miami: American Welding Society.

Cotton, H. C. (1981), *The Current status of pipeline welding technology*, *AWRA Specialist Symposium on Pipeline Welding in the 80's*. Melbourne.

Crossland, B, (1978), *Review of the present state - of - the - art in Explosive Welding*, *Metals Technology* 3, p.8.

David, S. A., (Ed.) (1982), *Trends in Welding Research in the United States*. Metals Park. OH: American Sociery for Metals.

Davies. C. J., Garland, J. G. (1975), *Solidification Structures and Properties of Fusion Welds*. Int. Met. Review. London: The Metals Society.

Dolby, R. E. (Ed.) (1972), *Weld Thermal Simulations for Research and Problem Solving*. Cambridge: The Welding Institute.

Dolby, R. E. (1976), *Factors Controlling Weld Toughness - the Present Position*, Report No 14/1976/M, Abington: The Welding Institute.

Dolby, R. E., Widgery, D. J. (1972), *Simulation of HAZ Microstructures*. London: The Welding Institute.

Easterling, K, E, (1983), *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*, London: Butterworth.

Folkhard, E. (1988), *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Berlin: Springer Verlag.

Gourd, L. M. (1986), *Principles of Welding Technology*. London: Edward Arnold.

Gray, J. M, Stewart, H, Heisterkamp, F. (1978), in: *Trends in Steels and Consumables for Welding*. London: The Welding Institute.

Houldcroft, P. T. (1977), *Welding Process Technology*, Cambridge: Cambridge University Press.

Hrivak, I. (1969), *The Theory of Mild and Microalloy Steels Weldability*, Bratislava: The Welding Institute.

International Institute of Welding (1971), *Guide to the Welding and Weldability of C - Mn and C - Mn Micro alloyed Steels*, Document IIS/IIW - 382 - 71, Cambridge: Abington Publishing.

International Institute of Welding (1987), *Guide to the metallurgy of welding and weldability of low carbon microalloyed steels*, Document IIW - 843 - 87. Cambridge: Abington Publishing.

International Institute of Welding (1987), *Guide to the welding and weldability of cryogenic steels*. Document IIW - 844 - 87. Cambridge: Abington Publishing.

The Institute of Metals (1977), *Stainless Steels* 87. London: Institute of Metals.

Koo, J. Y. (Ed.) (1987), *Welding Metallurgy of Structural Steels*. Warrendale: AIME/TMS.

Lancaster, J. F. (1987), *Metallurgy of welding*, 4th Ed. London: Allen and Unwin.

Linnert, G. E. (1967), *Welding Metallurgy* , 2 vols. American Welding Society.

Lula, R. A. (Ed.) (1983), *Stainless Steels*. Metals Park, OH: American Society for Metals.

The Metals Society (1979), *Pipewelding in the* 80's, London: The Metals Society.

The Metals Society (1983), *Steels for Line Pipe and Pipeline fittings*, London: The Metals Society.

Nichols. R. J. (Ed.) (1977), *Conference on Residual Stresses in Welding Construction and their Effects*. London: The Welding Institute.

Phillips, A. (1966), *Welding Handbook*. London: McMillan.

Proctor, E. (1981), *Residual Stresses*. London: The Welding Institute.

Richards, K. G. (1971), *Brittle fracture of Welded Structurse*. Abington: The Welding Institute.

Richards, K. G. (1972), *Weldability of Steel*, Abington: The Welding Institute.

Séférian, D. (1962), *The Metallurgy of Welding*. London: Chapman and Hall.

Stout, R. D. (1987), *Weldability of Steels*, Welding Res. Council.

Tylecote, R. F. (1968), *The Solid State Welding of Materials*. London: Edward Arnold.

The Welding Institute (1979), *Recent Developments in Pipeline Welding Practice*. Abington: The Welding Institute.

The Welding Institute (1981), *Welding of Pipeline Steels*, Abington: The Welding Institute.

17 钢的表面处理

Keith T. Stevens and Angela Davies
National Centre of Tribology, AEA Technology, Risley, U.K.
(吴伯群 译)

目录

符号与缩语表

AISI	美国钢铁学会
CVD	化学气相沉积
HV	维氏硬度
LPPS	低压等离子喷涂
PTFE	聚四氟乙烯
PVD	物理气相沉积
RF	射频

·p.779·

17.1 引　言

钢是当今世界上一种主要的工程材料。多年来，人们不断发展、改进和精炼铁基合金以适应日益广泛的特殊物理和化学性能的要求。如果没有既灵活又复杂的钢铁材料冶金学，当今世界就很难是我们今天这个样子，也许船仍将是木头做的，至今仍不知道用铝合金来做汽车和其它消费品。

钢铁发展的进步是由使用工业所决定的。对特殊性能的要求促使制造工艺和合金成分的不断改进（参看第3章）。很多新的进展都萌发于经济上的考虑；例如用钨而不是钼作为高速钢的合金元素（参看第13章）。由于地球资源日益耗竭，经济上的考虑在决定技术发展中将是更重要的因素，这就要对高级钢的使用加以限制而发展更为便宜的材料体系，只是使特定性能集中在特定所需的区域。

这就引人表面工程的概念，它能使钢的表面改性，产生特定的性能，如耐磨性、耐蚀性或低摩擦系数。这类性能可能同大块材料的性能关系不大，大块材料的性能更多的是决定于象强度、疲劳或蠕变这类性能，因此在钢铁发展进展中伴随有表面处理的平行发展是非常重要的，这样可以使大块材料和表面特性通过现代技术结合起来。

本章阐述钢的各种表面处理技术（油漆不在此列），从工艺角度讨论各种技术对表面的影响和对表而特性的最终益处。重点是讨论各种技术的优缺点，以对选择技术和工艺最佳化提供一些实际指导，获得特殊的表而性能，着重在摩擦学的应用，涉及摩擦与磨损。

17.2　表面工程的概念

表面改性必须对处理的材料或工件的原有性能不会造成不适当的损害。如果工件受到变形或软化，则产生特定的表面性能就没有什么意义。因此考虑材料、工件的形状、预期的用途，对选择表面工程项目是非常重要的。此外还要考虑表面预期的作用，例如是不是需要降低摩擦力、耐磨（磨料磨损还是粘着磨损）、耐蚀，也许也要求特定的表面结构。

·p.780·

工艺选择将直接取决于对操作条件的知识了解，包括环境、温度、载荷、表面速度、接触几何和载体材料等。例如浅薄层的表面处理在高接触应力情况下是无效的，因涂层本身不足以承受系统设计的最大应力。没有载体的支持，涂层——载体结合区或界面区处于高的应力状态，容易引起表面开裂或剥落。当磨损过程只承受轻微载荷时，采用大块焊接涂层也同样是不恰当的。表面处理的选择也受指定问题性质的影响，需要降低摩擦的应用将不同于对磨损问题的处理，磨损问题还随磨损过程本身而变，例如粘着磨损、微动磨损、磨料磨损（高应力、低应力、双体或三体）、腐蚀磨损和疲劳磨损。

因此面对借助表面工程种种令人眼花缭乱的理由，也同样地有大量不同的处理工件的方法。为规范研究，我们将钢铁工件的表面工程分为以下三类：

(1) 扩散处理：引入新的化学组分调制表面成分和冶金学。

(2) 加一层完全新的物质，形成一种不连续的表面涂层。

(3) 调制机械或冶金性能而不引入任何成分的变化。

下一节将详细阐述归人这三大类的各种表面处理。

17.3 钢的表面处理

17.3.1 扩散处理

有一些方法可以改变钢的表面化学成分和金相组织。可以将碳、氮或硼这些元素通过扩散进到表面，也可以引入铬、铝、钒或硅这类金属元素进人表面。根据不同的处理工艺，对表面和硬化机制的影响也不同，但最重要的是采用的温度，有两大类：一类是钢在奥氏体状态下的高温，一类是钢在铁素体状态下的低温，即低于摄氏600度。

17.3.1.1 高温处理

有一些扩散工艺是在钢的奥氏体化温度下进行的，这就有可能产生比较深的扩散层，得到比较厚的表面硬化层，某些工艺（如碳化物扩散）相对面言比较专门化，同渗碳相比其使用受到一定限制。渗碳是高温类中最重要的一种工艺，也有一些处理在确切分类上有点模棱两可，本章中渗铬、渗铝和渗硅均可视作扩散工艺，在后面17.3.2.2节中又可视作化学气相沉积的项目。

·p.781·

a）渗碳

渗碳（Thelning，1984）也称表面渗碳硬化，是最普通的表面工程工艺，早在使用粗铁工具和木炭炉的早期文明年代就有了。该技术可能占所有表面处理工艺的50%以上，它是基于碳向钢的外表面扩散，通常温度范围在摄氏850—950度（也就是奥氏体稳定的范围），接着淬火转变成硬的马氏体组织，然后工件再回火以增加韧性，心部的碳含量较低，因此淬透性差（参看第1，4，10章），转变成较软的更韧的组织：带有碳化物的铁素体或低碳马氏体。渗碳主要用在大生产工业上，对各种低碳钢或低合金钢工件如齿轮，提供深的淬硬层，在表面处理之前，这些工件容易机加工或成形。

渗碳技术可以依照碳进人表面的方式不同面改变，但最终结果是类似的。通常碳扩散渗入的深度约为4—5mm，相应有一定硬度梯度从表面Hv900（取决于钢的淬透性）降到心部的低硬度，如图17-1所示。总的表面硬化深度由实际值决定，有效表面硬化深度值通常定义为特定硬度值一般是550Hv的深度。

有几种不同的渗碳技术（也参看第4章）：

i）箱式渗碳

工件周围用固体渗碳剂如焦炭进行充填，装在可加热的钢制箱中，工艺控制比较粗，工件在淬火前必须再奥氏体化，因为渗碳后直接淬火是不现实的。

ii）气体渗碳

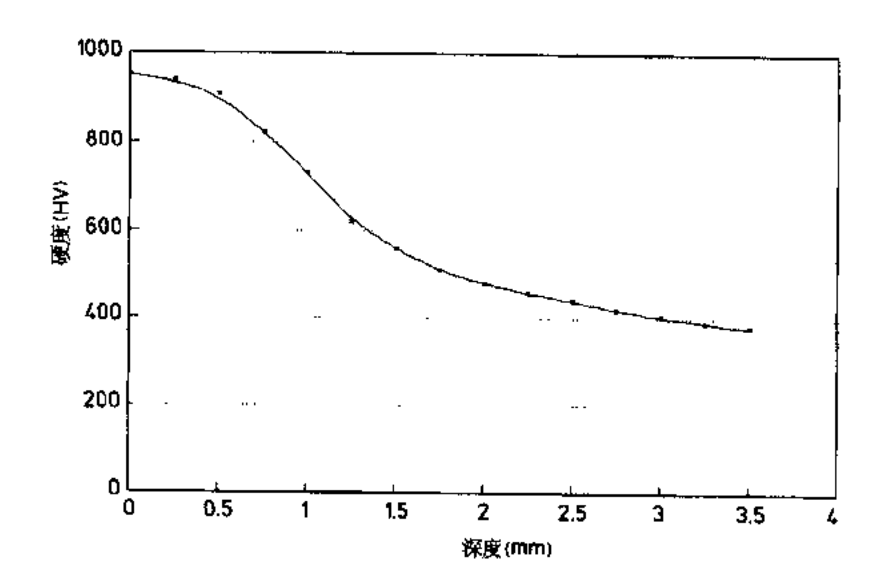


图 17-1 气体渗碳钢的典型硬度深度分布图

（AISI 8620 钢）

气体渗碳比较容易控制。可以通过仔细混合加热器中的反应气体来设定碳势。典型的反应是基于甲烷和二氧化碳产生一氧化碳和氢，然后这些反应释放初生碳进入置于炉内的钢件表面。

·p.782·

$$CH_4 + CO_2 = 2CO + 2H_2 \tag{17-1}$$

$$CO + H_2 = C + H_2O \tag{17-2}$$

这种工艺有很多变种，一种是加速扩散技术，它是将气氛的初始碳势设定在较高的水平，直到获得最佳的表面性能如硬度和韧性，然后降低碳势产生一种碳的扩散波，减少表面的碳含量达到所需水平。这样最终导致的硬化层深度较大，如图 17-2 所示，而且这对节能也是重要的。

iii）盐浴渗碳

在本工艺中，渗碳介质通常是熔融氰化钠和氯化钡的混合物。氰化物氧化成氰酸盐和一氧化碳，给出象气相反应中见到的自由碳。该技术通常有利于用于有良好热传导的大型工件，但是由于该工艺有毒害危险，比起气相工艺采用要少得多。

iv）等离子渗碳

渗碳零件作为阴极，在钢腔（作为阳极）内低压（几个 mbar）辉光放电，气体混合物通常是甲烷和氢，辉光放电中产生的电离化提供快速表面渗碳的能量。要渗碳的零件必须在引入气体混合物之前加热到所需的温度。该工艺用作快速扩散技术是很理想的，它有显著的环境效益和最小的环境污染。

选择用于渗碳的钢种取决于其应用，如果接触应力低，只要求有一定表面硬度时可采用低碳钢。如果接触应力较高，心部也需要有高的硬度和强度时则应采用低合金钢，特别是加有镍或钼合金元素的钢。

·p.783·

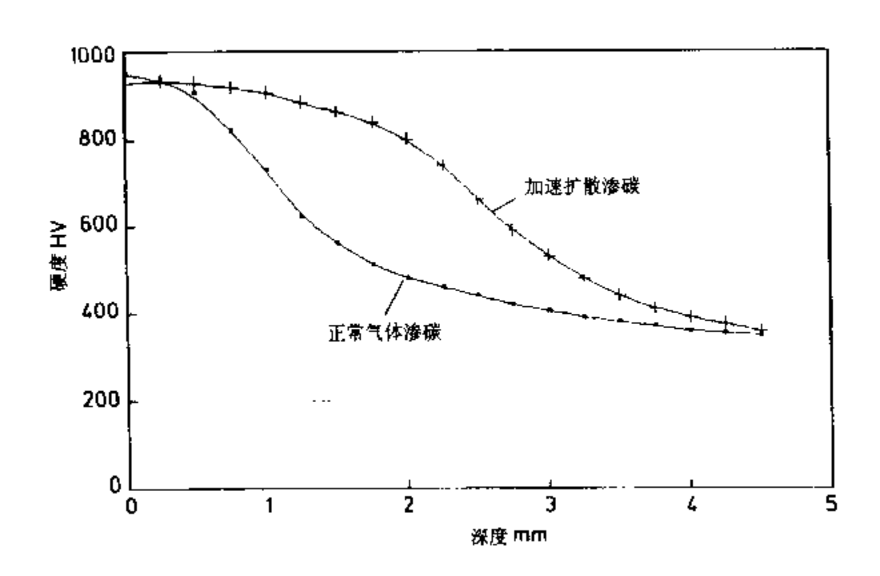


图 17-2 加速扩散渗碳技术硬度——深度分布的影响
并同气体渗碳相比较（A1s18620 钢）

渗碳只是一种热化学扩散处理，能提供一层深的硬化表面，在很严峻的接触条件既有粘着（金属对金属）磨损又有高应力磨料磨损时仍有优良的耐磨性。马氏体相变也在表面产生残余压应力，从而改善疲劳性能，因此常用于经受长期循环载荷的工件，例如滚动元件和齿轮。然而高温加热和快速淬火的残余应力也会导致工件的变形，因为可能需要在处理后进行表面研磨以保证尺寸公差。

b）碳氮共渗

碳氮共渗（Thelning 1984）是渗碳工艺的一种变种，但它可以在稍低的温度 700—900 摄氏度下进行。它是在箱内加氮（到 0.5%）以及加碳，降低转变温度，增加淬硬性。由于淬火温度降低因此可以减小畸变，但淬硬层深度较浅（1mm 左右），传统上该工艺是用于低合金钢，在比较小的加载条件下增加耐磨性和抗咬合性。

最近环保的要求，不准用氰化物基的盐浴体系，而采用氨或其它富氮气体进行气体碳氮共渗，并发展了各种新的工艺。现在也有一种趋势把这些气体工艺中的某些作为奥氏体碳氮共渗工艺，在 750 摄氏度左右进行，因为它们起源于低温铁素体碳氮共渗系统（参看 17.3.1.2 节）。

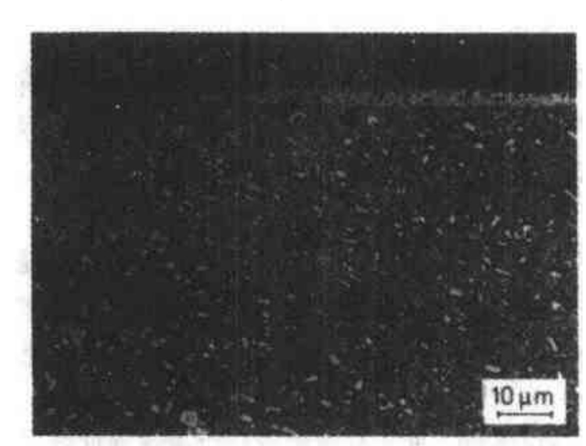


图 17-3 用碳化物扩散工艺在高铬工具钢上形成碳化钒层

c）碳化物扩散

该工艺（Child 1981）是在工件表面形成铁、铌或铬的碳化物，它是在熔有金属添加剂的熔融硼砂盐浴中，与工件钢中的碳起反应形成碳化物，并能形成 20μm 厚的渗层和高达 3000Hv 的硬度，具有优良的耐磨性并减小金属粘着，如图 17-3 所示。该工艺传统上用于工具钢，特别是高

铬工具钢，它可从形成碳化物的浴中淬火，使心部硬化。浴的温度能达到1030℃，取决于所处理的钢种。

钢的碳含量必须在0.8wt%—1.0wt%或者预渗碳提供必要的碳含量，该工艺才能有效果，产生某些畸变是难以避免的，表面的增长量等于层厚，在外表层下面还可能有一层微脱碳区。

·p.784·

d）渗硼

渗硼（Habig 1980）也称做硼化，它是通过硼向钢件表面扩散，温度在700—1000摄氏度，生成一层硼化铁。通常可以控制工艺参数确保形成 Fe_2B 而不是FeB，前者的膨胀系数大于铁，故可在表面产生压应力。

如同渗碳工艺一样，渗硼也能够用箱式、盐浴或气相等工艺来实现。当然箱式工艺是最简单、安全和经济的，可用氮化硼来供给硼。

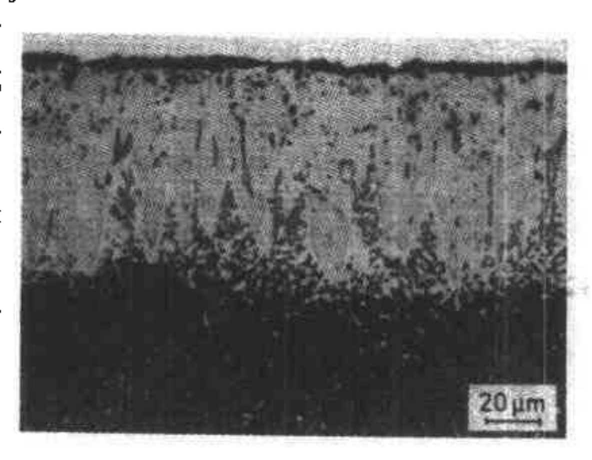


图 17-4 用硼化工艺在1 wt.%C和1 wt.%Gr钢上产生硼化铁层

渗硼适用于中碳和低合金钢的表面处理，产生一层深50—100μm，硬度值达到1800Hv的表面硬化层，如图17-4所示。该表面能呈现极好的抗磨损性能，渗硼适用于易受侵蚀的工件，例如泵和阀之类部件。

渗硼也能有效地用于冷热成形的工具钢，但不推荐用于高合金化的合金钢如奥氏体不锈钢。铬含量过高会促使形成FeB，造成产生表面残余拉应力，使疲劳性能恶化。

17.3.1.2 低温处理

高温工艺处理使渗层深度深，但会造成工件变形，发生尺寸变化，故降低处理温度，使其低于奥氏体稳定点，则畸变将大大降低，当然扩散层深度和硬化层深度也将减小。

在中等温度范围500—600℃进行氮化和氮碳共渗处理是很重要的工艺，但氧化和离子注入也必然会在这类扩散处理中发生。还有一类工艺是将电镀同一定程度的扩散相结合，本节中也将讨论到此工艺。

a）氮化

·p.785·

氮化工艺（Theling，1984）是在470—600摄氏度通过氮扩散到钢中，在其外表面形成硬的合金氮化物层，通常深度在0.2—0.5mm。显然钢中必须含有氮化物形成元素如铬、铝、钼和钒才会发挥效果。很多含2wt%—3wt%这类元素的特殊钢就是为此目的而特别生产的。因为该硬化工艺不发生任何相变，故热畸变很小，但这种表面硬化会导致明显的残余压应力，因而会使过长或薄截面的工件发生变形，但对改善疲劳强度是有利

的。

像渗碳一样，也有一些不同的氮化技术，如气体、粉末和等离子体工艺。盐浴工艺通常指盐浴氮化，包括碳及氮进入表面，更确切地说是属于碳氮共渗一类，在下一节中会讨论。

i）气体氮化

气体工艺是根据氨的分解产生新生氮：

$$2NH_3 = 2N + 3H_2 \tag{17-3}$$

氮被置于渗氮炉内的钢件所吸收，炉温通常保持在510—530℃之间，时间最长60小时。该工艺的硬化层深度约0.4—0.6mm，硬化层深度定义为显微硬度降到400Hv的深度。对典型的渗氮钢，硬化层外表区的硬度将近850Hv。

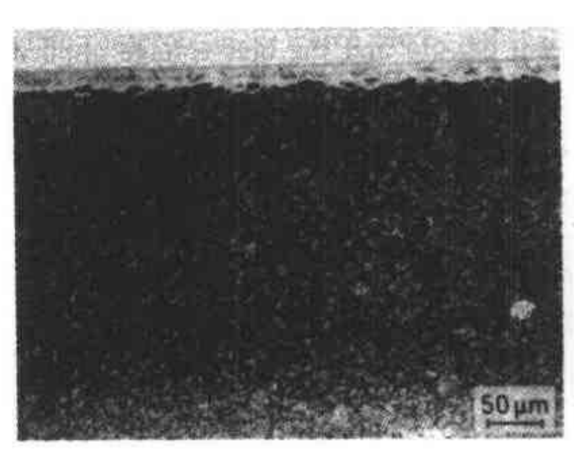


图17-5　气体氮化3 wt% Cr合金钢中在合金氮化物扩散区形成的氮化铁白层

一般来说同其它的氮化工艺一样，该处理会在扩散区钢的表面产生一个附加层，这是一种化合物层或白层（因为浸蚀时显示白色），由铁的氮化物组成。通常是5—10μm厚，如图17-5所示，且往往是不希望要的，在处理后要将该化合物磨去，在下节讨论碳氮共渗工艺中将更详细讨论这种化合物层。

ii）粉末氮化

粉末氮化是采用最少的氮化工艺，它类似于箱式渗碳，但在粉末氮化中是将工件放置同富氮粉末相接触，处理的时间限制在不产生点蚀为宜，因此最终的硬化层深度不深。

iii）等离子氮化

利用离子化等离子体提供氮势，对很多钢都能进行处理，对高合金钢如奥氏体不锈钢，由于表面氧化物会造成氮扩散的明显壁垒，故要用辉光放电的离子轰击去除，使自由氮可进入表面并扩散到内部。

·p.786·

合金元素含量高时可增加氮化区的硬度，但会减小硬化层的深度，从硬化层向心部有一硬度突变，如图17-6所示，它示意表示一系列渗氮钢的硬度随深度的变化。

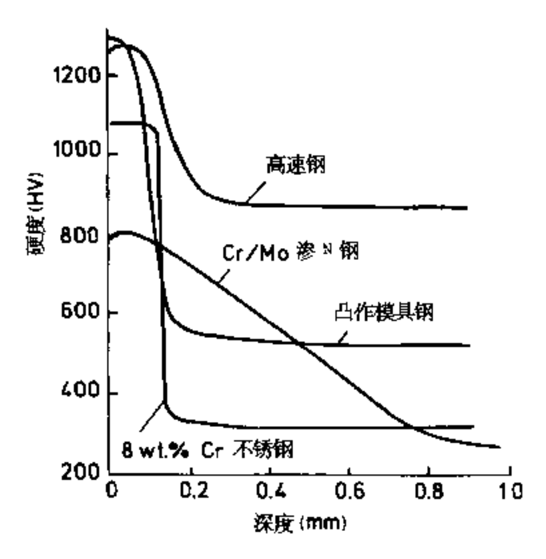


图17-6　不同等离子氮化处理钢的硬度-深度图　氮化层的硬度差别来自钢中合金元素的不同　注意从渗层表面到中心有一硬度突变

等离子渗氮利用离子化的低压气体，通常是氮和氢，用离子轰击进行加热而不需要另外的热流。该工艺通过气压、电流密度和加压工件上的栅偏压来控制，用这

种灵活的控制可以精确地监控渗氮势。同气体渗氮工艺所用条件相比，该处理的时间短，温度低，从而可降低能源消耗而且使表面层成分控制有了可能。通过产生单相的氮化铁层能避免通常的脆性和松散性。这种单相氮化铁可以是 ε 六角密排相（$Fe_{16}N_2$），其碳、氮成分可变，一般设定为$Fe_x(CN)$，也可是 γ′相（Fe_4N）。

b）碳氮共渗

就象名字强调的那样，碳氮共渗（Clark 和 Cherry 1984）包括碳以及氮向钢的表面扩散，它是同渗氮互补的工艺。对合金钢在类似的温度进行处理产生类似的结果，对低碳钢的处理结果就有所不同。碳氮共渗的作用是产生碳氮化铁的表面化合物层，可以严格控制该层的厚度、硬度和结构，通常产生的相是六角密排 ε 碳氮化物。

因此，最初该工艺的目的是在普通钢材工件上获得硬的耐磨表面，该层比较薄，通常为 20—30μm 厚，如图 17-7 所示。但表层下面有一扩散区，大约 0.5mm 深并含有细小弥散的氮化物。这些氮化物沉淀会强化基体，提高其承载能力和疲劳强度。在某些情况下，化合物的外表面有针孔，用蜡或润滑剂加以充填可进一步改善摩擦和腐蚀性能 。

·p.787·

图 17-7　含碳 0.4wt%碳钢气体碳氮共渗形成的铁的氮碳化物层

像氮化一样，也有一些其他的碳氮共渗工艺：

i）盐浴碳氮共渗

氰化钠和氰化钾的混合物是使用最长的盐浴碳氮共渗方法。它们反应生成氰酸盐并向处理表面供给氮和碳。该工艺操作温度为 570℃，处理时间约 2h。然而由于伴随氰化物的环境问题迫使人们寻求新的处理方法，用硫氰化物盐代替盐浴中的氰酸盐，现在正在发展逐步替代氰化物的盐浴，并已有一些商业应用。在某些情况下，碳氮共渗的工件可在氧化性盐浴中淬火，在表面生成一层薄的氧化物层（小于 1μm），它能进行抛光并上油，如图 17-8 所示。

ii）气体碳氮共渗

气体碳氮共渗是正在迅速发展的技术，并有不少新的变化。传统的方法是把工件放在吸热气体和氨的混合物中加热到 570 摄氏度，保温 2 小时，产生类似于盐浴中的结果。也有些工艺是进行最终氧化性气体处理以减少摩擦和改善耐蚀性。

最近对中碳钢发展了一种处理工艺，在 750 摄氏度即 A_1 温度以上奥氏体碳氮共渗，经适当淬火后可在化合物层下面生成一层硬的扩散区。这种处理会产生附加的畸变，但它可作为渗氮（570℃）和渗碳（900℃）之间的中间工艺。

·p.788·

iii）等离子体碳氮共渗

该等离子体工艺类似于氮化中所用的，加人甲烷到气体混合物中以供给碳和氮，但现在这种处理还不太普遍。

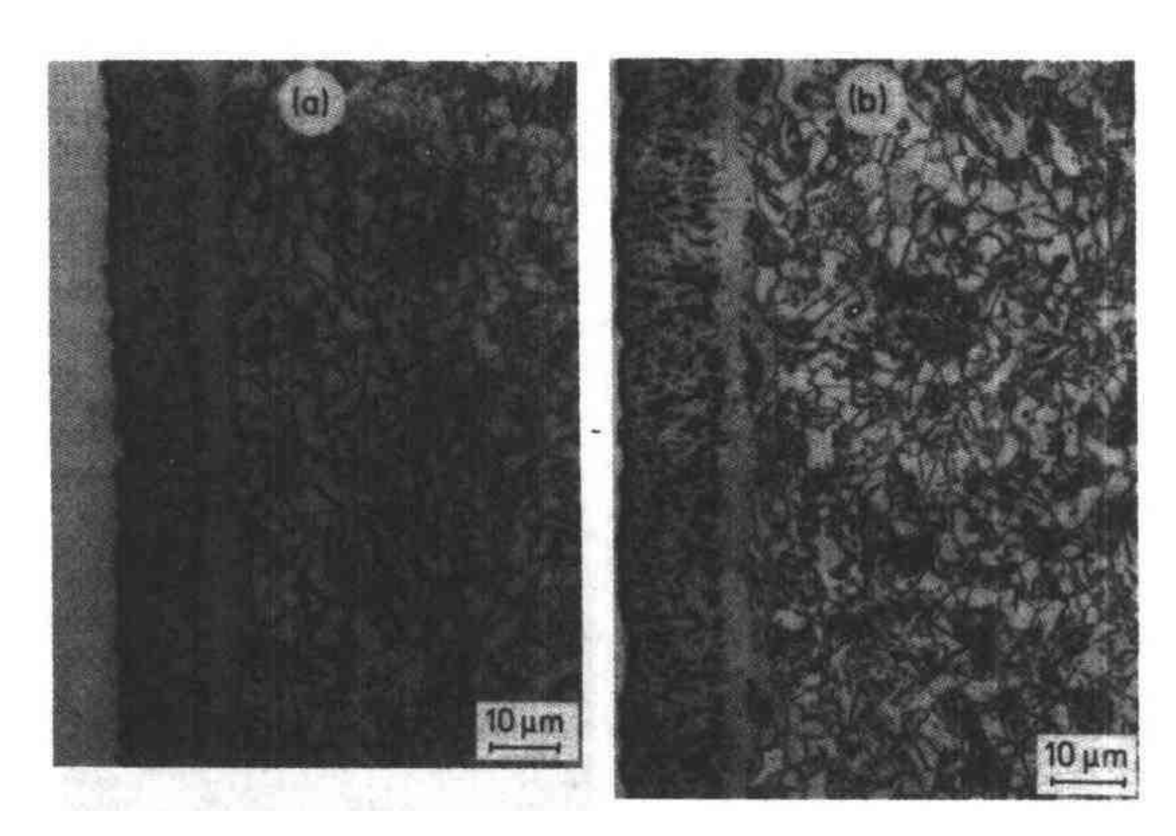


图 17-8　在含碳 0.4wt%钢中盐浴碳氮共渗生成的化合物层。(a) 正常层；(b) 抛光层——注意表面较光滑

c）镀/扩散

尽管这类工艺（Gregory.1978 a.b）是加进新材料形成表面涂层，但采用后扩散处理使其仍归人低温处理中特殊一类工艺。

Stanal 工艺是一种二阶段处理，先在钢铁基体上电沉积锑锡合金，接着在氧气中进行 500℃热处理。该合金涂层就同金属基体成为一个整体，锡是加入的主要元素，通过扩散形成金属间化合物 Fe—Sn—C，例如 Fe_3SnC。

扩散层的硬度从 600—950Hv 不等，取决于钢中的碳含量。此外碳还可以促进铁和锡的相互扩散，增加扩散层的深度。用该工艺处理的碳钢具有良好的耐蚀性，进行盐雾试验时只略差于不锈钢，涂层厚度大约为 20μm。

Forez 工艺是专为将青铜涂在钢铁工件上而设计的，特别是低碳钢和铸铁，它们在连续磨损的部件例如轴承上，能够塑性变形。该工艺是基于铜和锡的电沉积，接着在 550—600℃之间热处理，使涂层内元素相互扩散，某些元素可以扩散到钢中，青铜镀层的硬度在 170—550Hv 变化，一般是在 300Hv 左右，镀层厚度典型值为 20μm。

在 Sulf-BT 工艺中是在钢铁工件表面涂以硫化铁（FeS）。它是利用熔融盐作为电解质在 190℃进行电解的过程，处理的工件作为阳极，盐浴作为阴极。处理时间通常是 10min，可以得到 7.5μm 的 FeS 涂层。该处理工艺可以用到所有的钢铁零件，包括含铬高到 13wt%的合金钢，无论是否预先进行热处理均可。由于处理温度低，经热处理硬化的工件不会发生明显的回火。

d）氧化

在钢铁工件表面上有意的生长一层氧化膜，能产生明显的减磨效果（Metallurgia 1985），特别是防止粘着磨损，有油润滑时还可以防止磨料磨损和金属的咬合。

·p.789·

对处理的钢有一可能范围，氧化物涂层能够通过浸在苛性硝酸盐的溶液中来产生，这个方法通常用于针状和圆柱状轴承、齿轮和活塞环。还有其它的方法，包括在300—600℃简单加热产生氧化物，或将工件放在蒸气或高压蒸气中回火。特别应提到蒸气中回火的例子是高速钢切削工具，产生的氧化物可以使工件粘着金属减少，延长切削工具的寿命约一倍，氧化膜主要是 Fe_2O_3，大约 3μm 厚。

e）离子注入

离子注子（Hochman，1982）是在相当高的真空中进行，表面用高能束离子如氮离子进行轰击，离子被加速到约 100keV 能量，但进入表面深度有限，小于 0.5μm。根据离子的能量和类型不同，注入离子的深度分布如图 17-9 所示。

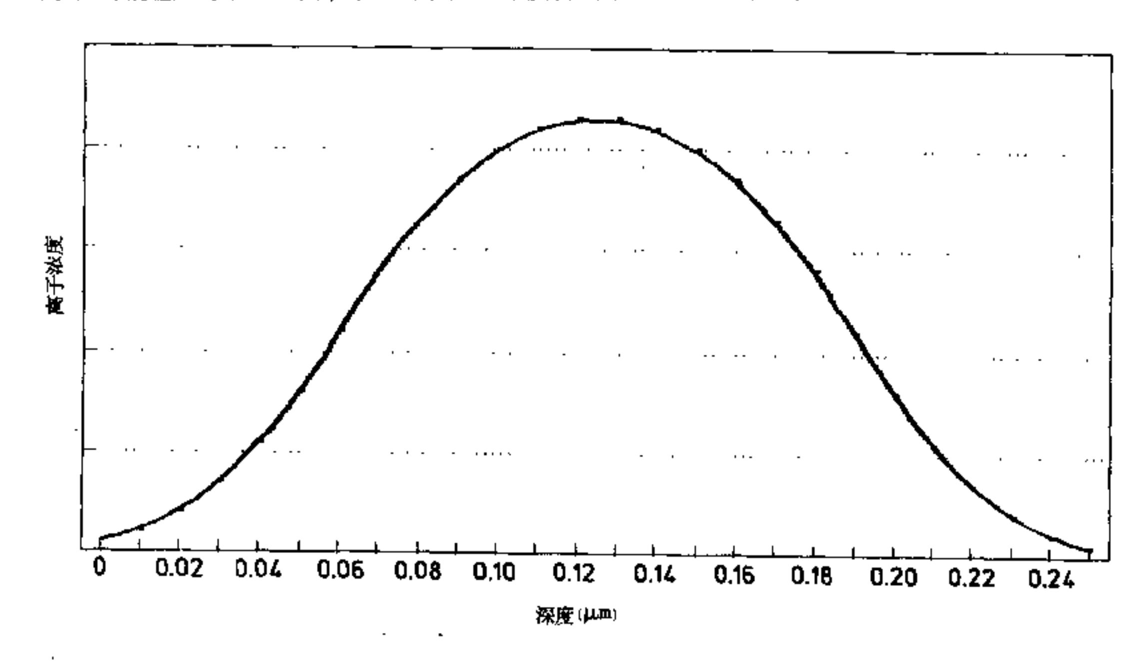


图 17-9 氮离子注入的离子浓度-深度分布示意图

由于加热不高，也许最多 100℃，所以离子一经注入不会发生扩散，这就导致硬度和残余压应力的惊人增大，即使在很浅薄的区域。注入离子的局部浓度高达 0.30，该工艺能改善材料的耐磨性和低载荷下的疲劳抗力，因为表面化学成分进行了调制，也能增加腐蚀抗力，在第 15 卷第 6 章中讨论过这个题目。

17.3.2 涂层

·p.790·

涂层体系覆盖很宽的厚度范围，从物理气相沉积的 1—2μm 到堆焊或包复的几厘米。它们用在不同的场合，包括需要耐磨、耐蚀或损耗材料的修复。当采用薄的涂层时，底层钢铁基体的性质是很重要的，它支配着工件受到的载荷、环境这类条件。当采用厚的涂层时，原始钢材的性质很大程度上就没关系，主要靠涂层本身的性质。

用新的材料加到表面上而不是扩散进去时，涂层同基体之间的结合就是至关重要的，这种结合强度决定于基体材料，更重要的决定于加涂层前的预处理。这种预处理视涂层工艺不同而不同，并且要把涂层工艺作为一个整体来考虑，需要像涂层本身一样进行质量控制和规范要求。

下面将按涂层从薄到厚的次序阐述不同的涂层工艺。

17.3.2.1 物理气相沉积

物理气相沉积（PVD）（Teer和 Arnell，1985）包括从蒸镀、离子镀、反应离子镀和溅射到更复杂的离子辅助涂层技术。在有些情况下工艺间有重叠，给一确切的定义是困难的。这种工艺常常采用真空室中等离子辉光放电，工件在真空室中镀涂。由等离子体产生的高能离子通过离子轰击或溅射，能用来清洁工件，也可以促进化学反应，形成通常需要在高温下才能形成的陶瓷涂层。PVD 是一种在 200—500℃较低的温度下进行的工艺，适用于范围很宽的各类钢铁工件。

a）蒸镀

蒸镀在工程应用上十分有限，主要是在钢上作腐蚀防护或装饰应用。该工艺要求相当高的真空度，故金属蒸发时不会有明显的氧化或污染。可以通过电阻加热使置于坩埚中的金属蒸发，也可用聚焦的电子束使高熔点的材料蒸发。蒸发的金属凝结在高真空腔内的工件上，因为是高真空，故镀涂过程基本上是线性的，原子的平均自由程大于真空腔的尺寸。这意味着内孔或隐藏的孔洞均难以镀上，由于只利用热能没有真空辉光放电，故镀层的结合力也比较差。

用该技术沉积的金属膜有铝、金、银、铬、镉和铅。铝在航空产品的腐蚀防护上是最常用的。软的金属如铅、铟和银有时在航空航天上用作关键的滚珠轴承、齿轮或轴零件的固体润滑剂。

·p.791·

b）离子镀

增加沉积腔内的气体压力，建立辉光放电并引入气体散射现象。在大约 1MPa 压力下平均自由程减小到约 1cm，此时内孔和内表面就有可能镀上。使载体的偏压对于靶子（即蒸发的金属）是负电位时，离子化气体原子（通常是氮）就能通过溅射来清洁工件的表面，有助于改善沉积时的结合力。

压力较高时，沉积速率要慢于低压蒸镀，但人们还是宁愿采用辉光放电离子镀工艺，因为它能改善结合力。常用的沉积金属膜有铝和镉，以及作为固体润滑剂的银和铅。

如果在该系统中加入反应气体如氮，则可以沉积化合物。在放电建立的电离能帮助下发生反应就称作反应离子镀。例如，在氩/氮辉光放电时蒸发钛，就能在不少钢铁工件上沉积出 TiN。该技术常用于镀涂高速钢切割工具如钻头、滚铣刀和丝锥，它能显著提高切削效益，如图 17-10 所示。金属的蒸发通常是用电子束或电弧加热，直接聚焦在金属靶子上。该工艺能用于沉积一些陶瓷如金属的氧化物或炭化物，但目前 TiN 是商业上用得最多的涂层。

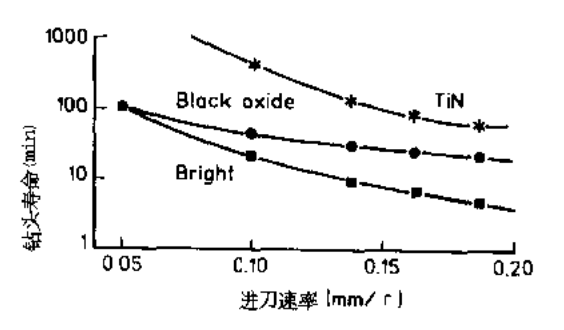
c）溅射

将蒸发源代之以溅射，即用等离子体辉光放电离子轰击蒸发靶材，就能使沉积材料的范围大大拓宽。该技术除了可以沉积 TiN 和其它切削工具陶瓷涂层外，还可以沉积在光学和电子应用方面的铜、银和铝的涂层。像 MoS 这类化合物也能采用溅射，该类材料在航天真空条件下是很有效的固体润滑剂。溅射可以在比较低的温度下进行，是对具有回火敏感性的钢如滚珠轴承钢进行镀层的理想工艺技术。

·p.792·

在靶上加偏压可产生溅射，靶子是加负直流电位的涂层材料，但这只适用于导电体，对耐磨应用的 Al_2O_3 这类绝缘体就必须采用射频偏压。

最后，因为溅射本身是比较慢的工艺，故现在趋于利用磁场来增加电子的行程，以增加离化率，这称为磁控溅射，它的沉积速率可以同反应蒸镀工艺相比拟。



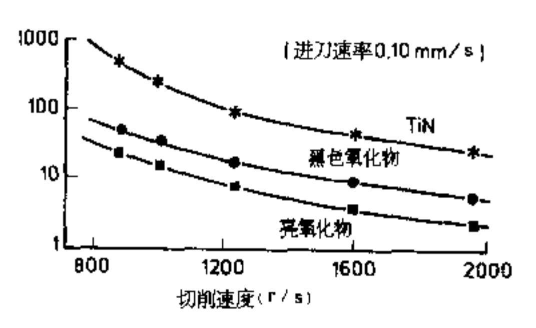


图 17-10 用 PVD 工艺产生 TiN 涂层麻花钻同亮和黑色氧化物涂层相比较寿命的改善。

d) 离子辅助镀层

PVD 这类工艺中最后一个且尚处于初期阶段的工艺是将蒸镀沉积同高能离子束如离子注入相结合的技术。例如可以在钢材表面沉积钛金属的同时用氮离子轰击表面，得到自动混合和键合的 TiN 镀层。

17.3.2.2 化学气相沉积

化学气相沉积（CVD）是通过高温气相反应生成化合物和金属镀层（Blocher, 1982）。工件放在加热室内或装在一固体中像早期开始做的那样，这种 CVD 系统也可同作为简单扩散处理的工艺相交叠。

因为一般要采用 900℃的高温，故钢铁工件的畸变和回火是要注意的问题。一般来说，经 CVD 涂层后再热处理以得到必要的心部性能。然而也可能精确地控制工艺过程，控制组元生长得到预期的涂层厚度，并使畸变最小。

$$TiCl_4 + CH_4 = TiC + 4HCl \tag{17-4}$$

显然，这类反应中有腐蚀性很强的物质，故环保问题很重要。更重要和更广泛使用的 CVD 系统在下节中描述。

a) 陶瓷

TiC，TiN，TiCN 和 Al_2O_3 涂层通常用于切削和成型工件，且往往是联合或多层结合使用，如图 17-11 所示。基材通常是热作或冷作成型工具钢或高速钢，涂后在真空中热处理，涂层厚度一般是 3—10μm。该涂层有好的耐磨性并抑制粘着磨损，通常增加工具寿命 10 倍。处理时工件堆放在炉内或反应罐的石墨格子上，使反应气体能达到整个表

面，该工艺的温度约 1000℃。

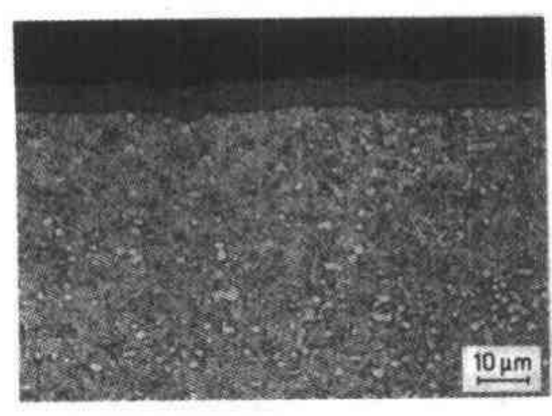


图 17-11 用 CVD 在高速钢表面生成 TiC/TiN 双相层

p.793·

b）渗铬

在工件上产生富铬层可提高高温氧化抗力和改善腐蚀性能，这对处理比较便宜的低合金钢，使其表面性能达到比较贵的不锈钢水平来说是很理想的。

渗铬可以用气体也可以用箱式工艺来进行，在低碳钢上可以达到 100μm 厚比较软的涂层，因为碳同铬有高的亲和力，对含碳较高的钢会导致工件脱碳，损失淬透性，为了防止脱碳，必须同时结合铬和钛，在渗铬表面下面形成薄层 TiC。

对高碳钢，用该工艺能产生硬度值超过 2000Hv 厚度 10—20μm 的碳化铬层，它有极好的耐磨性，特别是粘着磨损情况。这儿的碳化物层有别于早先描述的气相反应生成的碳化物，例如 TiC 的碳是由一种气体供给的，而渗铬时，碳是由钢中扩散出来的，故在某种程度上该工艺有点类似于盐浴碳化物扩散的工艺，就象 17.3.1.1 中所描述的那样。

最近发展出一种生成硬的 CrN 层的工艺，特别是在奥氏体不锈钢中。该工艺是这样的，先用盐浴工艺使钢氮化，在工件表面上储存同钢中合金元素结合的氮，这种处理会削弱钢的腐蚀抗力，但随后的渗铬可产生约 10—20μm 厚硬而耐蚀的渗层。因此该工艺能改善不锈钢的耐磨和抗擦伤性而又保持不锈钢的性能。

c）渗铝

渗铝既可用箱式也可用气相工艺来进行。目的是在高温环境中的钢铁工件上，提供抗氧化和化学侵蚀的渗层。应用场合有熔融金属罐、热处理炉、盐浴锅和含硫化氢气氛的容器。

该工艺在钢铁表面生成一层富铝层，通常大约 100μm 厚，基体材料的原始表面处于涂层一半处，如图 17-12 所示。

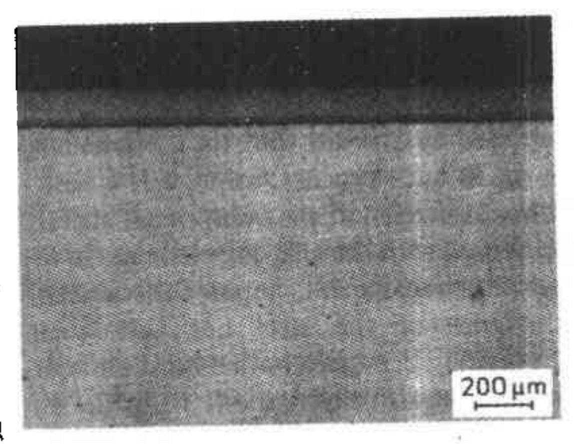


图 17-12 用化学气相沉积在 Ni 基耐热合金上形成的渗铝表面层

d）渗硅

硅同铁合金化时，可大大改善抗腐蚀性。渗硅是在氮气氛下将工件置于富硅材料中加热来实现的，富硅材料如 SiC 或 Fe—Si 等。工件尺寸不会像渗碳那样有明显改变，但整体密度可能会有所减小，因为表面层是低原子量的硅。且表面有时会产生针孔，但心部材料的密度不会受影响。

·p.794·

典型的渗层深度是 1mm，富硅的表面稍有针孔，这可以吸附润滑剂以及抗酸性腐蚀

和高温氧化。

17.3.2.3 电化学沉积

有 30 多种金属都能容易地从水溶液中沉积出来，包括铬、镍、铜、钴、金、银和铅（Bidmead 和 Davies，1978）。每种金属在保护钢铁基体上都有不同的用处，耐磨、耐蚀、特殊电学性质或装饰性。被镀工件作为电解槽的阴极，阳极是镀层材料，在第 15 卷第 11 章中曾详细讨论过。

a）铬

镀硬铬是商业上最重要的电镀工艺。传统上是在硫酸/氧化铬溶液中进行沉积，处理温度 60℃。沉积层晶粒很细，含有细小弥散的氧化物夹杂。铬镀层硬度高达 900Hv 且很脆，这会导致沉积层的开裂，如图 17-13 所示，一旦裂纹超过 2μm 厚，就不能保证钢材基体的耐蚀性，改善电沉积参数可以降低高的内应力，镀层控制软一些，厚度小于 15μm 时一般不会有裂纹，这类镀层具有更好的耐蚀性。

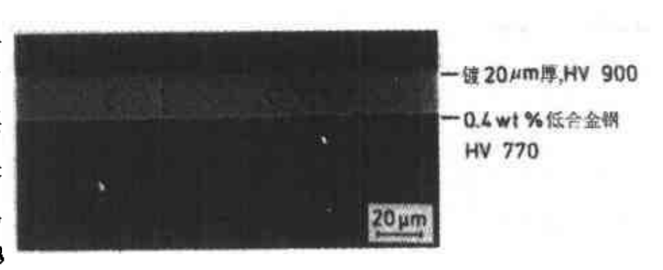


图 17-13 在 0.4wt%碳低合金钢硬铬镀层中的裂纹

·p.795

除耐蚀外，镀硬铬也能提供好的抗粘着和磨粒磨损性能，在纺织工业、泵、阀、轴等整个工业上的大、小零件均可找到应用。该镀层可以用到任何钢种，但必须警惕关键受力元件抗氢脆的问题。元件从镀浴中吸收原子氢，但通过镀后热处理可以释放出来。通常对所有的电镀系统，都会在棱角处优先沉积，在受压的底部会薄一些，因此往往需要对施镀工件进行最终的打磨抛光。

b）镍和钴

镍既可从硫酸盐也可从磺酸盐溶液中沉积，能提供致密耐蚀的镀层，但镀层硬度比硬铬软大约 200—400Hv，只有有限的耐磨性，但沉积速率较高，可以产生几个毫米厚的沉积层，并能用于修复磨损或受到损伤的钢铁工件。镍常用于耐蚀并常用作镀硬铬的底层。

钴或钴-镍合金工业上不常用，但它那六角密排晶体结构使其有好的摩擦特性，低的摩擦系数和好的耐磨性。

含有硬陶瓷颗粒如 SiC 或金刚石的镀镍层可用于需要优异耐磨性的场合，特别是在比较高的温度下使用的钢铁工件。钴添加铬的碳化物粒子也用于类似场合，

c）铜

在印刷工业中铜常用于钢辊上，往往是再在外面镀镍或硬铬以改善耐磨性。通常是从氰化物盐溶液中沉积，常用于修复损伤或磨损工件的厚镀层。

d）金和银

金和银具有高的电导率和抗氧化性相结合的特性，因而常用于电接触场合。它们又常常同其它材料合金化以改善滑动接触情况下的耐磨性。

17.3.2.4　化学沉积工艺

电镀是利用电解槽产生沉积，化学沉积工艺是将工件浸在反应溶液中，在钢铁表面沉积出镀层材料（Shriel，1976）。在很多情况下溶液是装在槽浴中，也有采用浆状、糊状来浸渍、喷涂或涂覆的技术。

a）磷化

磷化用于低碳钢或低合金钢工件的防腐，提供随后涂覆的结合层，或者用于改善界面润滑中表面的粘油性。磷化处理浴是由磷酸和一种金属磷酸盐组成的，典型的是磷酸锌，产生的磷化层厚约 2μm。

b）无电镀镍层

无电镀镍中最常用的是镍和磷的合金沉积，采用硫酸镍和次亚磷酸钠的复杂溶液，在 85℃进行施镀。它不同于电镀镍，施镀后能很好保持工件的表面光洁度和形状几何，且镀层有较高的硬度，一般镀态硬度为 550Hv 左右，经 400℃，1h 热处理后硬度可增至 1000Hv，其机理是弥散的 Ni—P 沉淀强化。

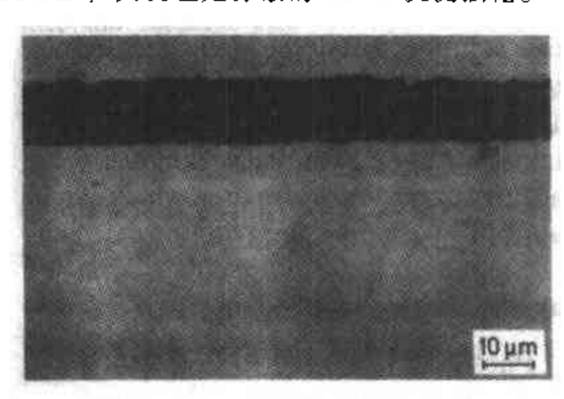


图 17-14　含弥散 PTFE 的无电镀镍层，基体是 0.4wt%C 钢

·p.796·

无电镀镍镀层厚度通常在 25μm 就能得到极好的耐蚀性，尽管其耐磨性不如镀硬铬，但在沉淀硬化条件下有优良的粘着磨损和磨料磨损性能。在氧化性磨损情况，包括伴随小幅滑移微振磨损时有良好的效果。

同碳化硅或碳化铬这类材料共沉积，将添加粒子放入镀液，搅拌成悬浮液能改善镀层的耐磨性，最常用的添加物是 PTFE，它能产生低摩擦系数的镀层，用在轻的接触压力场合，如图 17-14 所示。

c）氧化铬为基的涂层

该工艺可以达到完全致密的陶瓷粒于凝聚团。通常是氧化铝和氧化硅同氧化铬基体相结合，镀层一般在 100μm 厚，如图 17-15 所示。在低载荷下有极好的耐蚀性和抗磨料磨损性。该镀层在纺织工业上有广泛应用，如用于输送棉纱的导轨。

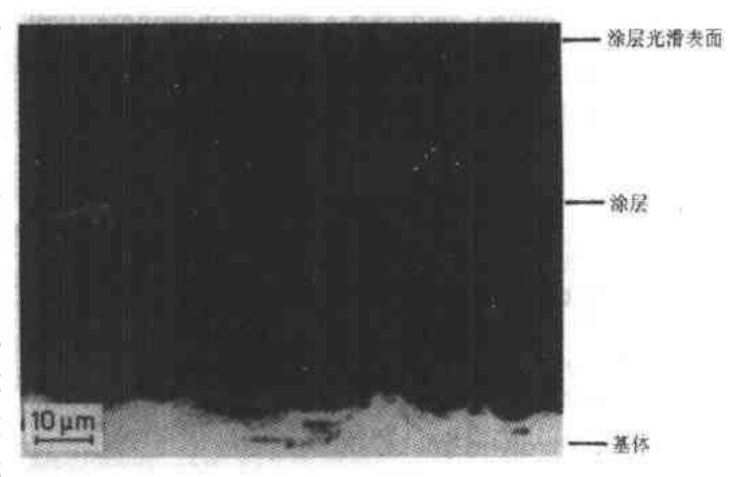


图 17-15　用热化学工艺产生的氧化铬、氧化铝和氧化硅涂层

该工艺利用粒子在铬酸中的悬浮液，用 525℃左右反复渗透和热化学处理，使镀层固化并同钢铁基体结合。因

为所用温度较高，不能处理畸变敏感的工件，热膨胀的差别也使其难以镀覆在一些奥氏体不锈钢上。

·p.797·

17.3.2.5 喷涂

喷涂（Clare 和 Kramer，1982）可用在整个工业，改善表面的耐磨和耐蚀性，特别是恶劣环境条件下的工件。泵、阀、管、传送开关、导轨和很多工业零件都可用喷涂获得满意的性能，在化学处理、石油化工和纺织工业这些工业部门中，日益要求改善工件的表面性能。设想的涂层材料可以是丝状，也可是粉末形式，可以是金属、陶瓷或金属陶瓷，通常总有一种喷涂技术能用来覆盖工件表面。

所有的喷涂工艺都有二个重要的原则，一是钢铁工件在沉积之前要进行预处理，二是涉及预定的功能。为使喷涂层同基体有良好结合，必须清洗表面且使表面新鲜和粗糙化，同时根据需要的腐蚀抗力，硬度和韧性来选择涂层材料和沉积技术。喷涂层可能会含有链状针孔，导致腐蚀环境中浸入基体，既要考虑选择钢材本身，又要考虑涂层腐蚀抗力或喷涂层的聚合物封孔，这是非常重要的。

在喷涂技术中，将粉末加热到半熔态，以高的速率沉积到工件表面，涂层厚度一般是0.05—1.0mm。喷涂技术的范围很广，有火焰枪、电弧、等离子体弧、爆炸或高辛烷燃料工艺。每一种工艺都有其特殊应用领域，但作为一般原理，这些技术都产生很高的粒子速度和温度，获得致密和结合好的涂层。

a）火焰喷涂

火焰喷涂一般是利用乙炔这类燃烧气体，将涂层沉积在钢铁基体上，涂层物质以粉末或丝状形式喂到喷枪，该工艺比较便宜，往往用于修复磨损零件，由于此工艺粒子速度比较低，故孔隙率可达20%，常常用于改善钢铁基体粘结的初始结合涂层。

喷涂熔融工艺可提高涂层的性质，先是喷涂再二次加热将涂层熔化，这可用火焰或感应加热。这就是镍基或钴基金属陶瓷的基本技术，能获得极好的耐蚀、抗冲刷、耐磨粒磨损和微动磨损性能，合金硬度值达900Hv，几乎没有针孔。但涂后加热或熔融过程中可能会导致畸变，故工件在涂层后要进行最终精磨。

b）电弧喷涂

·p.798·

电弧喷涂常用于需要高的沉积速率的场合，例如印刷工业上用的大的钢辊涂层，它可以通过喂丝状涂层材料如不锈钢到喷枪，碰到电弧，该材料熔化然后通过压缩空气喷到工件表面。

c）等离子体喷涂

等离子体喷涂工艺是利用电离气体如氩气或氮气产生比火焰喷涂高得多的温度，这样可以对高熔点的材料如金属氧化物或金属陶瓷进行沉积。较高的速度和较高的粒子温度使涂层孔隙率可降至2%—8%之间，改善同基体的结合力。但该工艺的沉积速率比较低，涂层厚度一般在0.1mm，如图17-16所示。该技术广泛用于要求改善磨粒磨损和粘着磨损的各类工业用钢铁零件上。

有几种等离子体电弧技术的变种。低压等离子体喷涂工艺（LPPS）是在局部抽真空

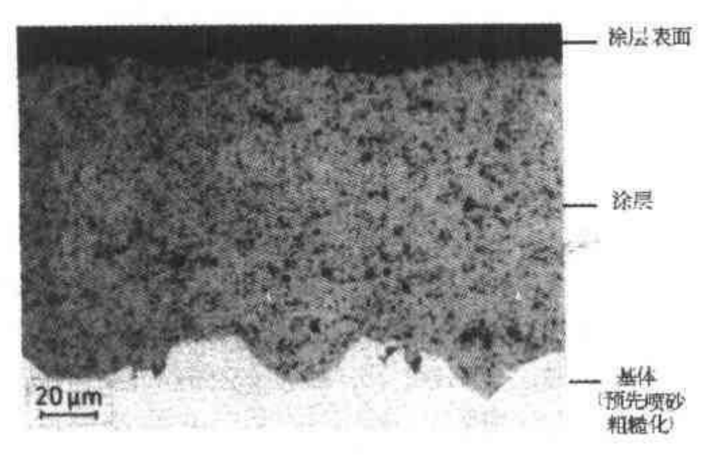


图 17-16　等离子喷涂氧化铬的截面图

的腔内进行的，可以减少针孔，降低等离子体转换时间内涂层材料的氧化。因为有较高的速度和温度，故可改善基体结合。惰性气体等离子体喷涂工艺也有同样的优点，它用惰性气体笼罩着灯丝。这两种工艺广泛用于沉积抗高温氧化的 Ni—Co—Cr—Y 合金，这类涂层在整个航空工业上用于抗浸蚀、氧化、磨损，它们经常发生在燃气涡轮发动机上（参看第 14 章）。第三种变种是迁移等离子体弧工艺，它是在电弧和工件之间建立二次电流，这可促进基体的加热和表面熔化，改善基体的结合力并减少针孔，但钢铁基体必须能导电并能承受一定的畸变，该工艺的沉积速率很高，常用于几个毫米厚的涂层，抵抗恶劣环境下的浸蚀和磨损，如炼钢和矿山中。

d）高速喷涂

高速喷涂的原理是将喷涂粒子达到超声的速度和高的温度。产生方法有两种，一种是用于连续喷涂，将粉末浸入燃烧的高辛烷燃料。一种是用于反复爆燃和间隙喷涂，将粉末喂人一种爆炸混合气体。沉积层是反复爆燃导致的连续的重叠沉积线所组成，间隙喷涂可以造成不连续沉积的痕迹。这两种技术都用于高质量陶瓷涂层的沉积，例如碳化钨/钴，针孔可以低到小于 1% 且有极好的结合力，如图 17-17 所示。由于高速导致有很高的噪音，故该类设备要置于隔音处。

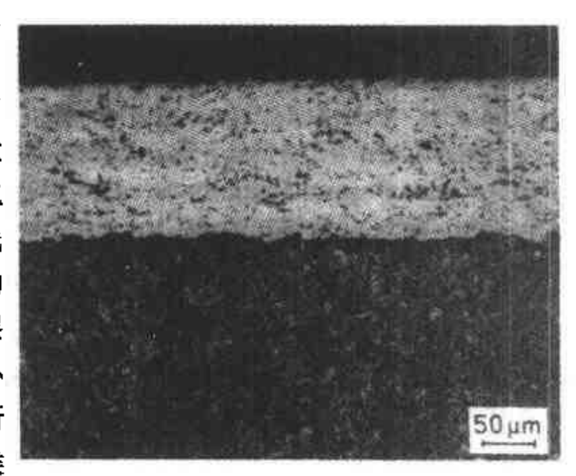


图 17-17　由爆燃枪沉积的碳化钨/钴的涂层截面

·p.799·

17.3.2.6　焊接和包覆

焊接涂层（Grainger，1989）是指几个厘米厚的涂层，正好同几个微米厚的物理气相沉积的涂层相反，有些例子特别是包覆，涂层材料是预先成型然后通过爆炸结合到钢铁基体上去，此时的涂层可以厚于基体，因此表面处理的概念就显得有些含糊不清了。

在很多工业应用场合，需要耐磨涂层，其厚度厚到实际上是自身起支撑作用。在矿山、农业、采掘、市政工程等工业部门，一般采用经济的结构钢，但常遇到需要耐恶劣条件下的磨损、冲蚀。该类涂层可只用在个别区域，有时是可更换瓦片的形式，用在最

需要耐磨的地方。

焊接表面的原理是熔化金属、合金或金属陶瓷到钢铁基体上，采用充填焊条或粉末的形式，用乙炔火焰、电弧甚至用激光进行加热。涂层材料包括奥氏体锰钢、高铬铁、镍基和钴基合金、金属与碳化物金属陶瓷。在很多应用场合，这些材料是作为涂层使用的，故沉积层上表面粗糙，有时有收缩裂纹，如图 17-18 所示。在某些对零件几何要求更严格的应用场合，就需对沉积层进行抛光磨平。根据用途不同来选择表面材料，可以有低角冲蚀、冲击、磨损、高温腐蚀或金属对金属的滑动，例如选用高锰奥氏体钢是因为它在冲击条件下有高的加工硬化能力，可以增加在使用条件下的耐磨性。

·p.800·

有各种各样不同的焊接技术，包括氧-乙炔工艺、钨-惰性气体焊接、等离子体弧焊、手工电弧焊、埋弧焊、激光合金化以及最近发展起来的摩擦焊。在摩擦焊中，涂层材料以棒或丝的形式在很高的压力下相对基体表面转动，产生的摩擦热足以使表面材料熔化，流向工件基体，其成分可以控制达到完全的表面涂敷。在激光合金化中，涂层材料以粉末形式涂在表面，然后通过激光束局部加热固化，参看 15 卷第 3 章。

17.3.3 表面转变

表面能够转变状态，既不要改变成分又不要加入涂层材料。通过改变工件最外层区域的冶条件，使钢材表面能耐磨损，耐疲劳和耐腐蚀，这既可以通过加热也可以用机械加工的方式。

17.3.3.1 *加热工艺*

热硬化的原理是将钢材最外层区域加热并淬火产生马氏体相变（Thelning，1984）。加热方法通常有感应、火焰，最近发展的更特殊的处理方法是用激光束或电子束作为热源。首先想要的钢铁工件心部性能按标准热处理进行，然后用快速加热转变到奥氏体区，接着淬火产生马氏体，使表面硬化。在大多数场合，要接着进行低温回火以消除内应力。该工艺的优点是可以施用到工件的选定区域面不影响整体材料性能。

·p.801·

相变硬化常用于耐高载荷下的磨损，要有足够的深度以抵抗接触应力。钢的表面硬化导致增加对氧化层的支持，对金属与金属接触情况下的粘着磨损有适当的改善。它对比较小的大应力粘着磨损也是有效的，除非研磨物质异常硬，象刚玉或碳化硅这类。然而相变硬化对腐蚀抗力的影响很小，工件仍可抗腐蚀磨损或擦伤。

a）感应硬化

当电流通过传导线圈时，可在其内部产生磁场。如果用高频交变电压建立磁通量，就可使置于线圈内部的任何金属物体的表面产生涡流，并导致加热。用这种办法可使钢铁工件表面加热到奥氏体转变温度以上，在加热线圈下面喷水或乳化油，加热工件以一定速率通过而使表面淬火，该工艺在第 4 章中也叙述过。

适合于感应硬化的钢材含碳量在 0.3wt%—0.5wt%。如果含碳量高于 0.5wt%，这种处理就有产生裂纹的危险，需仔细地控制工艺参数。进行感应硬化前的钢材应该是在硬化、回火或正火条件下，完全退火状态下的钢是不合适的，因为溶解碳化物所需时间

长于加热时间。

硬化层的深度和实际硬度取决于一些因素，钢的碳含量对硬度有决定性影响，硬化层的深度决定于温度、保温时间、感应电流的频率和淬火速率。例如图 17-19 表示含碳量分别为 0.24wt%和 0.45wt%的钢分别在不同保温时间下的典型行为，事实上感应硬化时温度、加热时间和保温时间都能严格控制，故有可能根据所需的硬度和深度事先选择条件。

·p.802·

感应硬化对大的工件有其优越性，成本低，加热期短，因而表面脱碳和氧化很小，尺寸变化小，硬化层深度可以达到几个毫米数量级。

b）火焰硬化

火焰硬化和感应硬化有大致相同的结果，火焰硬化是将钢材用焊接火焰加热到硬化温度，然后，在油或水中淬火。该法不易控制，表面有时会过热、氧化和脱碳。有旋转对称的工件在转动台上转动火焰，可以得到最好的结果。能推荐用感应加热的钢材也适合用火焰加热，最终硬度、硬化层深度也是决定于钢的碳含量、硬化温度和淬火速率。火焰硬化的优点是可以直接在选定的表面上进行，使工件的畸变最小。

c）激光和电子束硬化

传统上激光用于焊接和切割，但现在也用作热处理手段，如第 15 章中所述。激光可聚焦在表面并在特定区域扫描，以增加所需的硬度，因为是大块的钢围绕着很小的加热区，所以该工艺实质上是一种自淬火过程。如同感应硬化和火焰硬化中一样，最适用于中碳钢，但达到的硬化深度限于表面熔化的地方，通常是 0.5—1.0mm。

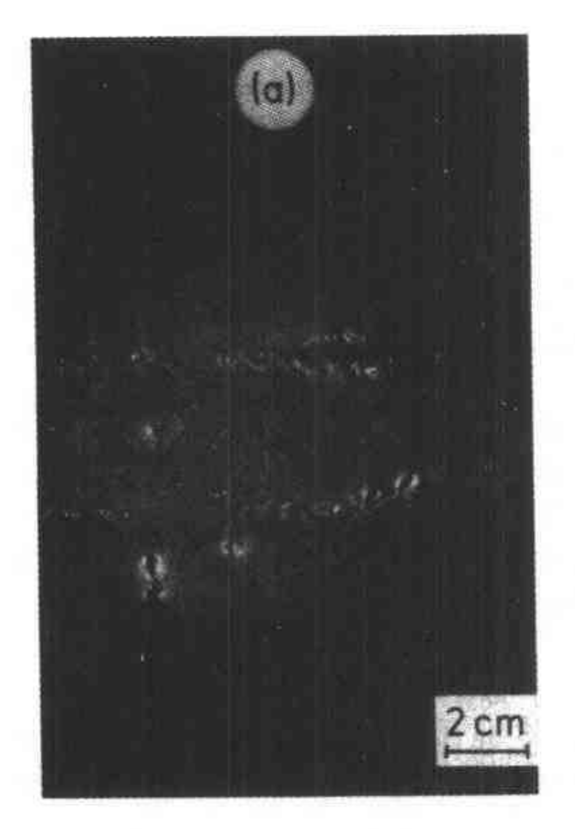




图 17-18 由高铬铁堆焊层（a）、表层（b）堆焊层显微组织

激光工艺有很多优点，因为其生产率高、畸变小，无需后处理包括机加工或研磨。

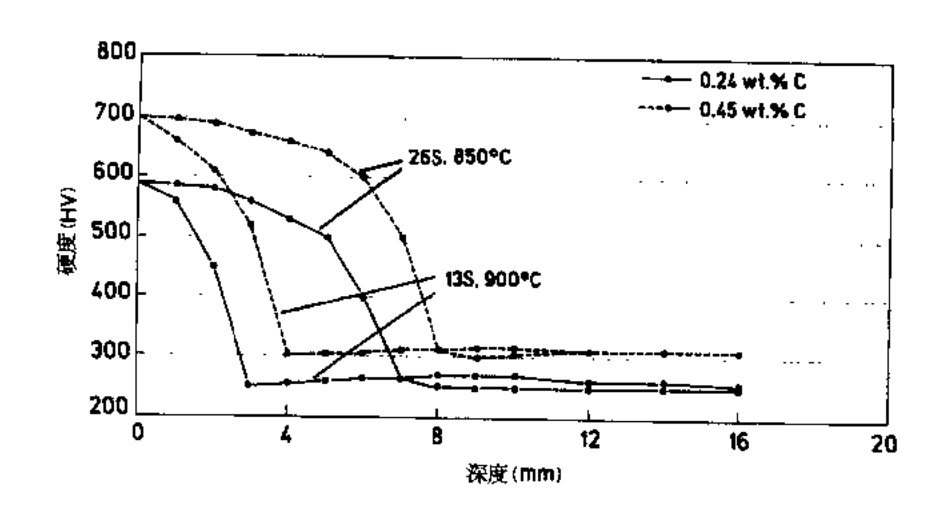


图 17-19 含碳 0.24wt%和 0.45wt%两种钢感应硬化后的硬度深度分布同保温时间和温度的关系

然而激光设备昂贵，有些场合可以用电子束硬化，它比激光技术更经济，因为电子束硬化的装备和操作成本都比较低。在电子束硬化中，要在真空中操作，但工件只要求 0.06mbar 的压力。通过光栅上扫描工件表面束获得硬化区，电子束停留时间、电子束的能量及聚焦均能通过电脑来控制。

17.3.3.2 机械工艺

另一种相变硬化使表面增加硬度的方法是冷加工（Mehelich 和 Woelfel，1982）。最普通的方法是用铁珠、钢珠或玻璃珠喷丸表面，这可使钢材表面产生压应力，并伴随硬度增加，特别是对有显著加工硬化特性的钢。初看起来，该工艺显得有点粗糙，但事实上可以用计算机来控制压力、流量、入射角和投射角。

·p.803·

用这种工艺产生的硬度增加不是很大，但最重要的作用是产生表面压应力，延续的深度达 0.25mm。如果对棒状工件的一侧进行喷丸，则该工件会明显产生弯曲，这证明应力的存在。因此该工艺更多的是用于改善疲劳性能和抗应力腐蚀开裂，而不是改善耐磨性。引入压应力的深度是一重要参量，因为设计者要使工件喷丸区内保持最大的亚表面切应力而不是低于它，若低于它则对疲劳性能的改善没有好处。

利用锐利的碳化硅或氧化铝粒子喷砂是另一种机械处理表面的方法，但这种处理通常用作产生特定的表面结构而不是引入表面应力。这种表面由于键合作用可以用来改善涂层的结合力，也可以用作控制手工产品如包装、纸或纺织品这类物品的摩擦效应。

17.4 表面处理工艺的选择

如引言中所述，在设计阶段就应考虑表面处理工艺的选择。第一阶段要满足工件的机械工程要求和对环境协调性的需要。这通常意味着在制造工件时，必须用满足设计要求的最便宜的材料去做，也要使制造成本最低。在这一阶段设计者要考虑所有的力学的和环境的要求，例如抗腐蚀性、良好的疲劳性能、抗蠕变或冲击损伤的能力。

下一步是考虑表面所处的确切条件，重要的是要确定磨损过程的性质，是磨料磨损、粘着磨损（金属对金属），还是有腐蚀或更复杂的机制如冲蚀或疲劳。需要考虑环境条件如温度、气氛、腐蚀介质，也需要考虑工件的表面载荷和滑移速度。参考各种性能数据，既可根据处理规范也可参考已发表的研究结果，列出简短的清单明细，那些能获得所需性能的合适的表面处理或涂层方法。

选择程序的最后一步是作出实际考虑，要考虑所用的表面处理对工件尺寸畸变和精度的影响，对力学性能、工件几何和表面抛光的影响。对工件的表面处理还必须作仔细的安排，例如在表面处理时是大量的需用单个夹具的小工件还是需要特别升降设备加以支撑的大工件。

·p.804·

最重要的，质量和成本总是影响最终选择的决定因素。设计师或工程师需要知道供方能否保证所需的表面性能，处理成本是否同性能的改善相适应。由于地球资源受到更多的限制，天平将更多的向此原理倾斜：工件的特殊性能集中在它的表面上或需要这些特殊性能的零件处。要让整块材料都是这种特殊性能就不再是经济的。

17.5 参考文献

Bidmead, G. F., Davies. G. R. (1978), *Trans. Inst. of Metal Finishers* 56. 97.

Blocher, J. M. (1982), in: *Metals Handbook*, 9th Edition. Vol. 5. Metals Park, OH: American Society for Metals, pp. 381—385.

Child, H. C. (1981), *The Metallurgist and Materials Technologist*, June, 303.

Clare, J. H., Cramer, D. E. (1982), in: *Metals Handbook*, 9th Edition, Vol. 5. Metals Park, OH: American Society for Metals, pp. 361—374.

Clark, D. S., Cherry, K. F. (1984), *Machine Tool Research*, *XXIII*, 1.

Grainger, S. (Ed.) (1989), in: *Engineering Coatings-Design and Applications*. Abington: Abington Publishing, U. K., pp.33—74.

Gregory, J. C. (1978a), *Heat Treat. of Metals* 2. 33.

Gregory, J. C. (1978b). *Tribology International*, April, 105.

Habig, K. H. (1980), *Materials in Eng*. 2, 83.

Hochman, R. F. (1982), in: *Metals Handbook*, 9th Edition, Vol. 5. Metals Park, OH: American Society for Metals, pp, 422—426.

Mehelich, C. S., Woelfel, M. W. (1982), in: *Metals Handbook*, 9th Edition, Vol. 5. Metals Park, OH: American Society for Metals, pp.138—145.

Metallurgia (1985), *Metallurgia*, February.

Shrier, L. D. (1976), in: *Corrosion 2-Corrosion Control*. London: Newnes-Butterworth, p. 19

Teer. D. G., Arnell, R. D. (1985), in: *Recent Developments in Surface Modification Processes*, London: Mechanical Engineering Publications Ltd., pp.21—22.

Thelning. K. -E. (1984), *Steel and Its Heat Treatment*, 2nd Edition. London: Butterworths.

Thornton, J. A. (1982), in: *Metals Handbook*, 9th Edition, Vol. 5. Metals Park, OH: American Society for Metals. pp 412—419.

一般阅读资料

Ashworth, V., Grant, W. A., Proctor. R. P. M (1991), *Ion Implantation into Metals*. Oxford: Pergamon Press.

Dennis. J. K., Such, T. E. (1972), *Nickel and Chromiun Plating*. London: Newnes-Butterworth.

Draper, C. W., Mazzoldi, P. (Eds.) (1986), *Laser Surface Treatment of Metals*. NATO Advanced Science Institute Series Dordrecht: Martinus Nijhoff.

Handbook of Tribology-Materials, *Coatings and Surface Treatments* (1991), New York: McGraw Hill.

Institute of Metals, Wolfson Institute for Surface Engineering, *Surface Engineering Journal-Quarterly Publication*. London: The Institute of Metals.

Rickerby, D. F., Matthews, A. (Eds.) (1991), *Advanced Surface Coatings*. New York: Chapman and Hall.

Silman, H., Isserus, G., Averill, A. (1978), *Protective and Decorative Coatings for Metals*. Teddington: *Finishing Publication Ltd*.

Wernick, S., Pinner, R., Sheasy, P. G. (1987), *Surface Treatment and Finishing of Aluminium Alloys*, 5th Edition. Teddington: Finishing Publications Ltd.

索　　引

（赵量　译）